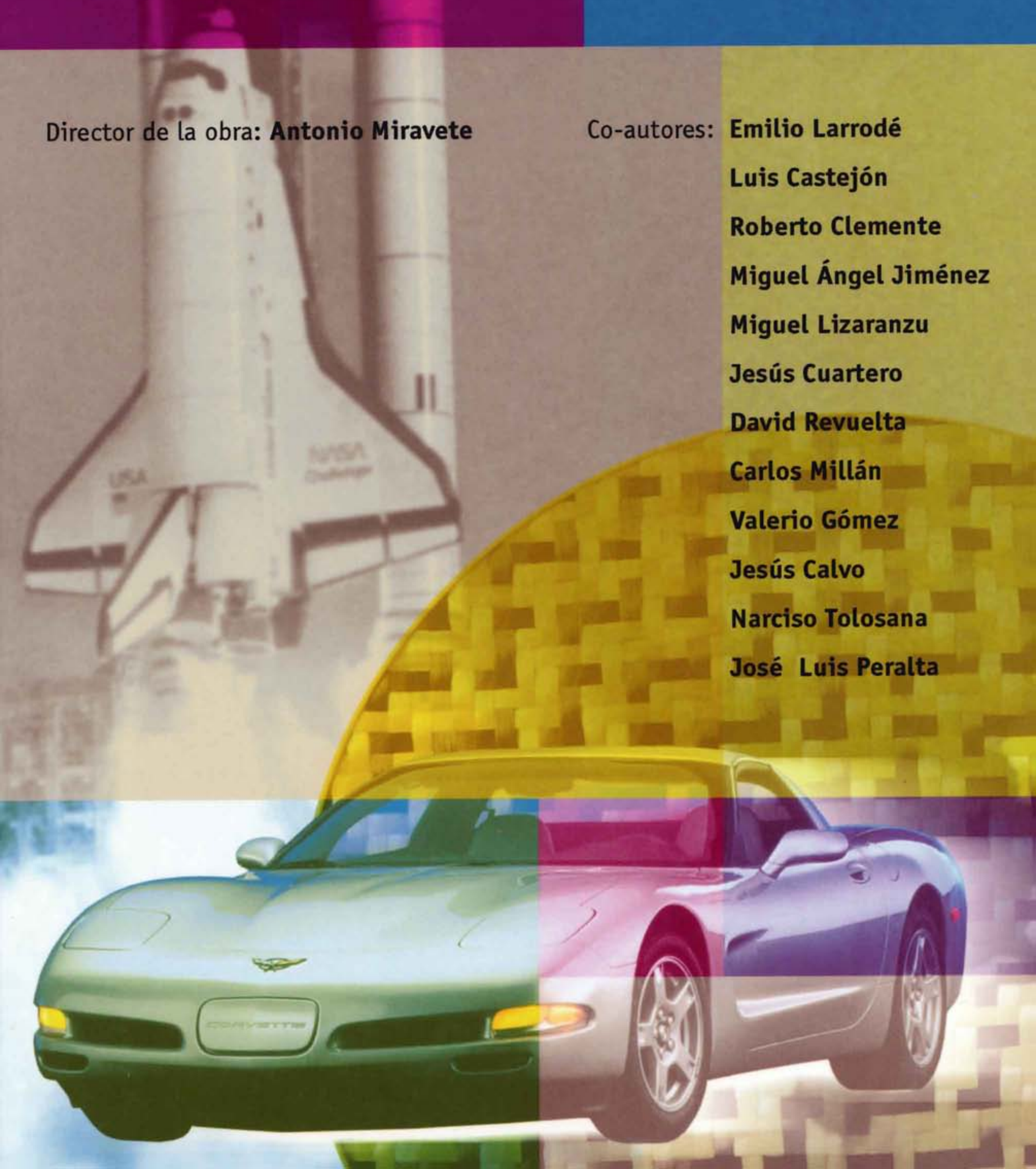
Materiales Compuestos I



Director de la obra: **Antonio Miravete**

Co-autores: **Emilio Larrodé**
Luis Castejón
Roberto Clemente
Miguel Ángel Jiménez
Miguel Lizaranzu
Jesús Cuartero
David Revuelta
Carlos Millán
Valerio Gómez
Jesús Calvo
Narciso Tolosana
José Luis Peralta

Esta página se ha dejado intencionadamente en blanco

MATERIALES COMPUESTOS

TOMO I

Director de la obra: Antonio Miravete

Co-Autores: E. Larrodé, L. Castejón, R. Clemente,
M.A. Jiménez, M. Lizaranzu, J. Cuartero, D. Revuelta,
C. Millán,V. Gómez, J. Calvo, N. Tolosana y J.L. Peralta.

Materiales compuestos. Vol. I

Antonio Miravete

Edición en e-book:
© Editorial Reverté. S.A., 2012
ISBN: 978-84-291-9224-7

Edición en papel:
© Editorial Reverté. S.A., 2007
ISBN: 978-84-921349-8-4

Propiedad de:
EDITORIAL REVERTÉ, S. A.
Loreto, 13-15, Local B
08029 Barcelona
Tel: (34) 93 419 33 36
Fax: (34) 93 419 51 89
reverte@reverte.com
www.reverte.com

A Narciso Murillo González (1960 - 1995),
Mi primer y más brillante estudiante.
Su calidad humana y su talento
serán siempre una referencia
en el Grupo de Investigación que dirijo.

Antonio Miravete

Esta página se ha dejado intencionadamente en blanco

PRÓLOGO

Introducción

Desde que iniciamos la actividad en el Grupo de Materiales Compuestos (GMC), hace ahora veinte años, siempre se echó en falta un libro general sobre materiales compuestos en lengua castellana. El objetivo de estos dos volúmenes es cubrir el vacío que existe en la bibliografía en nuestra área de trabajo y dotar a Empresas, Universidades y Centros de Investigación de los países de habla hispana, de una herramienta eficiente para el estudio de los materiales compuestos tanto en el ámbito docente como investigador y de aplicaciones industriales.

Los materiales compuestos se caracterizan fundamentalmente por su ligereza, su alta resistencia y su elevado coste. Mientras que en la industria del automóvil, el coste del ahorro de un kilogramo de masa se estima en un euro, en la industria aeronáutica son 100 euros y en la industria aerospacial son 10.000 euros. Ha sido precisamente en el campo aerospacial donde el GMC ha desarrollado una actividad más intensa. Los trabajos en el área de elementos finitos y en el campo de la optimización estructural han sido la base de numerosas Tesis Doctorales en el Departamento de Aeronáutica y Astronáutica de Stanford University (California), ente con el cual el GMC ha mantenido una relación muy positiva para ambas instituciones. En Europa, el GMC ha desarrollado una intensa colaboración con Daimler Aerospace (Munich), con la cual se han llevado a cabo numerosos proyectos de investigación conjuntos.

El GMC ha desarrollado también una febril actividad en el área aeronáutica, donde se han realizado interesantes trabajos de investigación. En la década de los ochenta, se inició una colaboración con el Laboratorio Wright-Patterson en Dayton (Ohio), cuna de la aviación mundial hace ahora un siglo. Durante una estancia en ese Centro en los años 1988-89, se escribió el *Technical Report WRDC-TR-89-4107, A. Miravete (1989),* referencia obligada en el área de optimización de estructuras aeronáuticas con materiales compuestos. En Europa, el GMC ha participado en numerosos proyectos de investigación concertados y en el marco de la Unión Europea. Se ha colaborado en tareas de análisis estructural con Aerospatiale Aquitaine, Aerospatiale Suresnes y Eurocopter. Se han desarrollado estancias de investigadores y colaboraciones con el DLR (Stuttgart) y con Messerschmitt Bölow-Blohm, Deustch Aeropace y Daimler Chrysler Aerospace (Munich). Asimismo se ha participado con varios suministradores de materias primas como Brochier y Hexcel en la generación de nuevas tipologías de tecnologías textiles aplicadas a materiales

compuestos aeronáuticos. En nuestro país se han firmado convenios de colaboración con las principales empresas aeronáuticas relacionadas con materiales compuestos: Casa, Gamesa Aeronáutica, Aries Complex, Icsa, etc.

En el área de automoción, se han realizado numerosos trabajos con Mercedes Benz (Sindelfingen, Alemania) y se ha participado en proyectos europeos con el consorcio EUCAR donde se incluyen Volvo, Volkswagen, Ford, Daimler Chrysler, Renault, Fiat y varias empresas suministradoras de componentes de automoción. En autobuses, se han realizado aportaciones pioneras en la línea de implantación de materiales compuestos estructurales en la carrocería en colaboración con varias empresas españolas. En el área de semirremolques frigoríficos, se han llevado a cabo estudios de optimización que han generado vehículos autoportantes con taras mínimas en el continente europeo. La implantación de nuevas configuraciones de materiales compuestos tales como sándwichs de tejido tridimensional, materiales híbridos y tejidos desequilibrados ha creado interesantes líneas de trabajo en el área de transporte terrestre.

En el campo de aplicaciones marinas, se han llevado a cabo estudios de implantación de tecnologías textiles en dragaminas y embarcaciones para expediciones polares donde los requisitos eran excepcionales, en el marco de los proyectos europeos AFICOSS y MULTEXCOMP. Como resultado de estos proyectos se aplicaron de forma generalizada en numerosas embarcaciones tejidos sándwich tridimensionales en sustitución de los tradicionales paneles compuestos de un núcleo y dos pieles. Se ha colaborado también en el proyecto SEABUS en el dominio comunitario, así como en temas de optimización de concentraciones de tensiones en los dragaminas españoles en colaboración con la Empresa Nacional Bazán. Finalmente se han desarrollado estudios de análisis mediante la técnica de elementos finitos en el casco y cubierta del Bravo España dentro del Programa Desafío Copa América.

En el área de construcción, el libro *Los Nuevos Materiales en la Construcción. A. Miravete (1995),* creó interesantes líneas de trabajo de aplicaciones de los Materiales Compuestos. Se han realizado numerosas aportaciones en el área de comportamiento ante el fuego en el marco de proyectos Europeos así como en proyectos nacionales en colaboración con Nuevo Entrecanales y Cubiertas. La colaboración continuada con Vetrotex ha generado numerosos proyectos en el área de materiales compuestos de matriz orgánica y cementítica. Se han desarrollado varios trabajos en el área de restauración y reparación de estructuras de hormigón armado mediante el uso de preimpregnados de fibra de carbono y matriz de epoxi. La implantación de nuevas generaciones de materiales intumescentes y barreras térmicas ha permitido el uso generalizado de estos materiales en varias aplicaciones en la construcción.

Veinte promociones de ingenieros mecánicos especializados en materiales compuestos, treinta y siete libros editados en España, Estados Unidos y Reino Unido, varios cientos de publicaciones en revistas internacionales, varios cientos de proyectos de investigación en los contextos europeo y norteamericano y la organización de la ICCM/9 (Madrid, 1993), la mayor Conferencia en el área de materiales compuestos de toda la historia constituyen el balance del GMC desde que se creó en 1980.

Resumen del texto

El presente libro analiza los aspectos de los materiales compuestos según un esquema secuencial. En el Capítulo 1, se estudian las materias primas, haciendo énfasis en los denominados materiales compuestos de matriz orgánica. Fibras, matrices termoestables y termoplásticas, cargas y aditivos son estudiados por este orden. A continuación, se analizan los núcleos de sándwich, adhesivos y recubrimientos. Al final del capitulo, se describen varias bases de datos de materiales compuestos.

El Capítulo 2 se dedica al análisis. La parte primera se centra en el estudio de las láminas intactas. Partiendo de la Ley de Hooke, se desarrolla la teoría clásica de placas laminadas. Se estudian los criterios de

fallo y se analizan las denominadas estructuras simples: vigas, placas, membranas y estructuras sándwich. Se lleva a cabo a continuación una introducción al método de los elementos finitos. La parte segunda versa sobre el estudio de las láminas degradadas, describiéndose la teoría termodinámica de daño de Lemaitre.

El comportamiento de los materiales compuestos se relata en el Capítulo 3. Primeramente se estudian los problemas medioambientales, tales como: conductividad y coeficientes de aislamiento térmico, resistencia química, resistencia a las condiciones climáticas, transmisión de luz, abrasión y finalmente se estudia la distribución de humedad y temperatura. La resistencia de los materiales compuestos al fuego, uno de los temas más críticos de los materiales compuestos, se estudia seguidamente. A continuación se describen los problemas fundamentales desde el punto de vista de comportamiento estático: los fenómenos de concentración de tensiones y de borde libre. La última parte del capítulo se dedica al estudio de la fatiga, la absorción de energía y la tolerancia al daño.

El Capítulo 4 trata de los procesos de materiales compuestos. En la parte primera del capítulo se estudian los denominados procesos de molde abierto: moldeo por bolsa de vacío con y sin autoclave, colocación automática de fibras y cintas, enrollamiento filamentario, centrifugación, contacto y proyección. La parte segunda se dedica a los procesos de molde cerrado: pultrusión, prensa en frío y en caliente, preimpregnados por moldeo a baja presión, inyección, moldeo por inyección-reacción (RIM), moldeo por inyección-reacción reforzado (RRIM), moldeo por inyección-reacción estructural (SRIM), y moldeo por transferencia de resina. A continuación se estudian los sistemas de inyección y estampación de matrices termoplásticas y finalmente se tratan los temas de mecanizado y reparaciones.

El control de calidad y los ensayos se estudian en el Capítulo 5. Tras analizar los ensayos de control de calidad de las materias primas, se describen los ensayos más característicos: tracción, flexión, compresión, cortadura en el plano, cortadura interlaminar y ensayo de sándwichs. Se estudian a continuación los ensayos de fatiga, impacto, fractura interlaminar y tolerancia al daño. A continuación se tratan los ensayos no destructivos. La parte final del capítulo se dedica al control de calidad de piezas acabadas.

El Capítulo 6 se dedica a las nuevas tecnologías textiles. Uno de los principales problemas de los materiales compuestos laminados radica en la reducida resistencia del material en la dirección del espesor. La delaminación – o separación entre láminas- aparece con frecuencia como modo de fallo debido a la reducida resistencia interlaminar, ya sea ésta de pelado – o normal – o de cortadura. Con objeto de aumentar la resistencia interlaminar, asi como de aumentar la resistencia al impacto y de reducir tiempos de procesos, aparecen los materiales compuestos textiles. Diversas técnicas cuya traducción al castellano no es posible, tales como el *braiding*, el *stitching*, el *knitting* y el *weaving* han surgido con mucha fuerza como métodos para ejecutar preformas tridimensionales y llevar a cabo la fabricación de piezas mediante la tecnología del moldeo por transferencia de resina.

Los sistemas de inteligencia artificial aplicados a los materiales compuestos se describen en el Capítulo 7. Este tema se ha incluido en el libro por la creciente importancia que tienen los sistemas de lógica difusa, redes neuronales y algoritmos genéticos en una larga lista de problemas relacionados con los materiales compuestos tales como la distribución de resistencia a fatiga de un determinado sistema de material, control de calidad de un proceso de fabricación, como método de análisis y optimización, etc.

El Capítulo 8 se ha dedicado a la descripción de las aplicaciones de los materiales compuestos. Se analizan por sectores las aplicaciones de mayor interés tecnológico, explicando los sistemas de material utilizados, los procesos de fabricación y la justificación del uso del material compuesto frente al tradicional. Se hará especial énfasis en aplicaciones aerospaciales, automoción, transporte, marinas, eléctricas, energéticas y competición.

Finalmente en el Capitulo 9 se tratan otros sistemas de materiales compuestos: Materiales Compuestos de matriz metálica, carbón-carbón, matriz cerámica, matriz cementítica, hormigón polímerico y materiales compuestos activos.

Agradecimientos

Nos vemos obligados a hacer un ejercicio de síntesis ya que es muy numeroso el grupo de colegas y amigos con los que hemos colaborado durante las dos ultimas décadas.

Nuestro agradecimiento y reconocimiento a Ignacio García Benavides y Pedro Muñoz Esquer, ambos ingenieros de CASA, por su amistad incondicional durante tantos años. Queremos agradecer a Pablo Martinez Cutillas (ARIES COMPLEX) y José Luis León (IDEC), por su colaboración siempre tan amable y positiva. Vaya también desde aquí nuestro reconocimiento y nuestro afecto al Catedrático Carlos Martínez Arnaiz (ETSIA Madrid), del que hemos aprendido tantas cosas.

En el área de la Ingeniería Mecánica, es obligado comenzar con Juan Manso, una institución de los materiales compuestos en nuestro país y especial amigo y colaborador del GMC en su etapa de CASA, GAMESA y VETROTEX. De entre los numerosos colegas que han colaborado con nosotros en el ámbito de las actividades docentes, queremos subrayar la colaboración de Javier Belzunce (ETSII Oviedo) y José Sancho (ETSII Pamplona). Nuestro agradecimiento para Fernando Hurtado (QUIMIDROGA) con el que hemos participado en tan interesantes proyectos, José Miguel Lacosta (CAF) que tanto nos ha enseñado en el tema de fuego y Víctor Clar (SORIBERICA) quien ha sabido llevar la teoría de los materiales compuestos a la practica industrial con talento y acierto.

En el área de Construcción, tenemos que mencionar la fructífera colaboración con nuestros amigos del Instituto de Ciencias de la Construcción Eduardo Torroja (CSIC), liderado por Mari Carmen Andrade, con Juan Manuel Mieres (NECSO) eficaz impulsor de los materiales compuestos en la muy conservadora área de la Construcción y con nuestros amigos Rafael de Ramón y Pablo Comino (VETROTEX), empresa que nos apoyó desde nuestros comienzos. Agradecemos también la colaboración al Catedrático Carlos Navarro, al cual nos une una entrañable amistad y le animamos a que siga su excelente labor al frente del activo Grupo de la Universidad Carlos III de Madrid.

En el área de la Ingeniería Naval, guardamos un grato recuerdo tanto a titulo personal como profesional de nuestras apasionantes colaboraciones con Antonio Pérez de Lucas y Fulgencio García (E. N.BAZAN) y Javier Pamies (CADE). Siempre el método de los elementos finitos nos ha dado buenos resultados pero en los proyectos de investigación de cazaminas y Desafío Copa América los resultados han sido especialmente acertados, dadas las difíciles condiciones de contorno que rodean a una embarcación.

Ya que es también muy numeroso el grupo de amigos fuera de España, citaremos solo a los que nos une una relación profesional y de amistad muy próximas: Steve W. Tsai (Stanford University, California), J.N. Reddy (Texas A&M, Tejas), Ran Y. Kim (University of Dayton, Ohio), Su S. Wang (University of Houston,Tejas), Ippei Suzuki (Tokio National Laboratory, Japon), Peter Beaumont (University of Cambridge, Reino Unido), Ian Marshall (Monash University, Australia) y Klaus Dreschler (Daimler Chrysler, Alemania).

Quiero agradecer el trabajo y la dedicación de mis colaboradores y co-autores de este libro así como al resto de los miembros del GMC. Varios cientos de ingenieros y científicos han realizado sus tesis doctorales o proyectos fin de carrera con nosotros. Todos, con su trabajo, han ido moldeando nuestro Grupo y al mismo tiempo han sabido crear ese ambiente de trabajo tan especial que hace tan difícil la marcha a la Empresa, algo por otra parte, inherente a la filosofía de Grupo de Investigación Universitario.

Vaya desde aquí un especial mensaje de agradecimiento a Miguel Angel Campos, nuestro eficiente y amable maestro de taller. Begoña Domingo y Margarita Hernández han sido las responsables de que finalmente estos textos hayan visto la luz después de pelearse durante tantas horas con el programa *PageMaker*. Vaya también nuestro agradecimiento y gratitud hacia ellas.

Llevando a cabo un trabajo de equipo hemos disfrutado, colocando fibras y resinas donde antes había aluminio o acero. Aunque parezca magia, no lo es. Es la aplicación de las leyes de la Química, la Termodinámica y la Mecánica lo que nos ha permitido diseñar aviones, vehículos de carretera, embarcaciones, elementos de construcción y artículos de competición más ligeros y con mayores prestaciones que las obtenidas con materiales tradicionales.

Espero que este texto sea útil para todos los lectores y si en alguna ocasión surge algún comentario o crítica que pueda enriquecer futuras ediciones, les agradeceré que nos lo transmitan a través de nuestro correo electrónico (miravete@unizar.es)

Antonio Miravete

Esta página se ha dejado intencionadamente en blanco

ÍNDICE

TOMO I

CAPITULO I: MATERIAS PRIMAS

1.1- FIBRAS **1**

1.1.1 FIBRA DE CARBONO 4
1.1.1.1 TIPOS DE FIBRA DE CARBONO 6
1.1.1.2 PROPIEDADES DE LA FIBRA DE CARBONO 6
1.1.1.3 FABRICACIÓN DE LA FIBRA DE CARBONO 7
1.1.1.4 PRESENTACIONES INDUSTRIALES DE LA FIBRA DE CARBONO 9
1.1.1.5 CONDICIONES DE ALMACENAMIENTO 10

1.1.2 FIBRAS ORGÁNICAS 10
1.1.2.1 FIBRA DE ARAMIDA 15
1.1.2.1.1 TIPOS DE FIBRA DE ARAMIDA 15
1.1.2.1.2 PROPIEDADES DE LA FIBRA DE ARAMIDA 16
1.1.2.1.3 FABRICACIÓN DE LA FIBRA DE ARAMIDA 17
1.1.2.1.4 PRESENTACIONES INDUSTRIALES DE LA FIBRA DE ARAMIDA 18
1.1.2.1.5 APLICACIONES 18
1.1.2.2 FIBRA DE P.OLIETILENO 18

1.1.3 FIBRA DE VIDRIO 19
1.1.3.1 TIPOS DE FIBRA DE VIDRIO 20
1.1.3.2 PROPIEDADES DE LA FIBRA DE VIDRIO 20
1.1.3.3 FABRICACIÓN 21
1.1.3.4 PRESENTACIONES INDUSTRIALES 25
1.1.3.5 CONDICIONES DE ALMACENAMIENTO 34

1.1.4 FIBRA DE BORO 35
1.1.4.1 TIPOS DE FIBRA DE BORO Y FABRICACIÓN 35
1.1.4.2 PROPIEDADES DE LA FIBRA DE BORO 36
1.1.4.3 PRESENTACIONES INDUSTRIALES Y APLICACIONES 37

1.1.5 FIBRA DE CARBURO DE SILICIO 37
1.1.5.1 PROPIEDADES DE LA FIBRA DE CARBURO DE SILICIO 37
1.1.5.2 TIPOS Y PRESENTACIONES INDUSTRIALES DE LA FIBRA DE CARBURO DE SILICIO 38

1.1.6 FIBRA DE CUARZO 39
1.1.6.1 PROPIEDADES DE LA FIBRA DE CUARZO 39

1.1.7 OTRAS FIBRAS CERÁMICAS 39

1.1.8 FIBRAS METÁLICAS 41

1.2-MATRICES **44**
1.2.1 RESINAS EPOXI 47
1.2.2 RESINAS VINILÉSTER 54
1.2.3 RESINAS DE ÉSTERES CIANATO 55
1.2.4 RESINAS POLIETERAMIDA 56
1.2.5 RESINAS DE POLIÉSTER NO SATURADO 56
1.2.6 RESINAS FENÓLICAS 77
1.2.7 RESINAS DE BISMALEIMIDA Y POLIIMIDA 80
1.2.8 MATRICES TERMOPLÁSTICAS 82
1.2.8.1 POLICLORURO DE VINILO (PVC) 83
1.2.8.2 POLIETILENO (PE) 84
1.2.8.3 POLIPROPILENO (PP) 85
1.2.8.4 POLIESTIRENO (PS) 86
1.2.8.5 COPOLÍMEROS DE ESTIRENO (ABS-SAN) 87
1.2.8.6 ÉSTERES DE CELULOSA 88
1.2.8.7 POLIMETACRILATO DE METILO (PMMA) 89
1.2.8.8 POLIAMIDAS (PA) 90
1.2.8.9 POLIOXIMETILENO (POM) 91
1.2.8.10 POLIÉSTERES TERMOPLÁSTICOS 92
1.2.8.11 POLICARBONATO (PC) 92
1.2.8.12 PLÁSTICOS FLUORADOS 93
1.2.9 ELASTÓMEROS 96
1.2.10 INTERFASE FIBRA-MATRIZ 100
1.2.10.1 IMPREGNABILIDAD 100
1.2.10.2 UNIÓN EN LA INTERFASE 101

1.3-CARGAS Y ADITIVOS **105**
1.3.1 CARGAS 106
1.3.2 ADITIVOS 107

1.4-CRITERIOS DE ELECCIÓN DE LOS CONSTITUYENTES **110**

1.5-MATERIALES PARA NÚCLEOS DE SANDWICH **113**
1.5.1 INTRODUCCIÓN 113
1.5.2 NÚCLEOS DE NIDO DE ABEJA 115
1.5.2.1 NIDO DE ABEJA DE ALUMINIO 122
1.5.2.2 NIDO DE ABEJA DE ARAMIDA 127
1.5.2.3 NIDO DE ABEJA DE POLIPROPILENO 127
1.5.2.4 NIDO DE ABEJA DE PAPEL 129
1.5.3 MADERA DE BALSA 130
1.5.4 ESPUMAS 131
1.5.4.1 POLICLORURO DE VINILO 134
1.5.4.2 POLIURETANO 135
1.5.4.3 POLIESTIRENO 137
1.5.5 OTROS NÚCLEOS 138

1.6-ADHESIVOS **143**
1.6.1 ADHESIVOS ESTRUCTURALES 146
1.6.2 PREPARACIÓN DE SUPERFICIES 149
1.6.3 ELECCIÓN DEL ADHESIVO 151

1.7-RECUBRIMIENTOS **156**
1.7.1 INTRODUCCIÓN 156
1.7.2 GEL COAT 158
1.7.3 APLICACIÓN DE GEL COAT 160

1.8-SISTEMAS DE MATERIALES COMPUESTOS **172**
1.8.1 SISTEMAS DE MATERIALES COMPUESTOS DE FIBRA DE CARBONO Y ARAMIDA 173
1.8.2 SISTEMAS DE MATERIALES COMPUESTOS DE FIBRA DE VIDRIO 175
1.8.3 SISTEMAS HÍBRIDOS 178

CAPITULO II: ANÁLISIS

2.1-ANÁLISIS DE LÁMINAS INTACTAS **181**
2.1.1 LEY DE HOOK 181
2.1.1.1 INTRODUCCIÓN 181
2.1.1.2 LA NOTACIÓN ABREVIADA 181
2.1.1.3 CONSTANTES ELÁSTICAS. LEY DE HOOKE GENERALIZADA 184
2.1.1.3.1 SIMETRÍA TRICLÍNICA 184
2.1.1.3.2 SIMETRÍA MONOCLÍNICA 184
2.1.1.3.3 SIMETRÍA ORTÓTROPA 185
2.1.1.3.4 SIMETRÍA TRANSVERSALMENTE ISÓTROPA 186
2.1.1.3.5 SIMETRÍA ISÓTROPA 187
2.1.1.3.6 RESUMEN DE SIMETRÍAS DE MATERIALES 188
2.1.1.4 CONSTANTES INGENIERILES 189
2.1.1.5 MATRIZ DE RIGIDEZ EN FUNCIÓN DE LAS CONSTANTES INGENIERILES 191
2.1.2 CONCEPTO DE LÁMINA 195
2.1.2.1 INTRODUCCIÓN 195
2.1.2.2 OBTENCIÓN DE LAS CARACTERÍSTICAS ELÁSTICAS DE LA LÁMINA 196
2.1.2.3 MATRICES DE RIGIDEZ Y FLEXIBILIDAD DE UNA LÁMINA TRABAJANDO EN TENSIÓN PLANA 197
2.1.2.4 TRANSFORMACIÓN DE LA MATRIZ DE RIGIDEZ DE TENSIÓN PLANA 200
2.1.2.5 RELACIÓN ENTRE CONSTANTES INGENIERILES Y TÉRMINOS DE LA MATRIZ RIGIDEZ 204
2.1.2.6 TRANSFORMACIÓN MULTI-ÁNGULO. CONCEPTO DE INVARIANTE 205
2.1.2.7 DEFORMACIONES HIGROTÉRMICAS DE LA LÁMINA 208
2.1.3 CONCEPTO DE LAMINADO 211
2.1.3.1 INTRODUCCIÓN 211
2.1.3.2 TEORÍA DE PLACAS LAMINADAS 212
2.1.3.3 TENSIÓN PLANA 212
2.1.3.4 FLEXIÓN DE LAMINADOS SIMÉTRICOS 213
2.1.3.5 FLEXIÓN DE LAMINADOS NO SIMÉTRICOS 215
2.1.3.6 CONCEPTO DE LAMINADO HOMOGÉNEO 226
2.1.3.7 EFECTOS HIGROTÉRMICOS 228
2.1.3.8 COEFICIENTES REALES DE EXPANSIÓN PLANA 229
2.1.3.9 CÁLCULO DE LAS DEFORMACIONES DE ORIGEN HIGROTÉRMICO 230
2.1.3.10 CÁLCULO DE LAS DEFORMACIONES DE ORIGEN MECÁNICO 231
2.1.3.11 DETERMINACIÓN DE LAS DEFORMACIONES GLOBALES 231
2.1.3.12 DETERMINACIÓN DE LAS DEFORMACIONES PARA CADA LÁMINA 231
2.1.3.13 TENSIONES DE ORIGEN MECÁNICO PARA CADA LÁMINA 232
2.1.4 FORMULACIONES EFICIENTES APLICADAS EN EL ANÁLISIS PLACAS LAMINADAS 235
2.1.4.1 INTRODUCCIÓN 235
2.1.4.2 TEORÍA DE IRONS 236

2.1.4.3 TEORÍA DE CORTADURA DE PRIMER ORDEN 237
2.1.4.4 TEORÍA DE CORTADURA DE ORDEN SUPERIOR 238
2.1.4.5 TEORÍA TRIDIMENSIONAL 239
2.1.5 ROTURA DE LAMINADOS 240
2.1.5.1 INTRODUCCIÓN 240
2.1.5.2 DATOS BÁSICOS DE RESISTENCIA 241
2.1.5.3 RELACIÓN RESISTENCIA/TENSIÓN 242
2.1.5.4 CRITERIO DE LA MÁXIMA TENSIÓN 243
2.1.5.5 CRITERIO DE LA MÁXIMA DEFORMACIÓN 243
2.1.5.6 CRITERIO CUADRÁTICO EN EL ESPACIO DE TENSIONES 245
2.1.5.7 CRITERIO CUADRÁTICO EN EL ESPACIO DE DEFORMACIONES 246
2.1.5.8 DATOS TÍPICOS DE RESISTENCIA DE LÁMINAS 247
2.1.5.9 SUPERFICIE DE ROTURA DE LÁMINAS NO ORIENTADAS 248
2.1.5.10 ROTURAS SUCESIVAS DE LÁMINA 250
2.1.5.11 COEFICIENTES DE SEGURIDAD 253
2.1.6 VIGAS 258
2.1.6.1 INTRODUCCIÓN 258
2.1.6.2 TRACCIÓN 258
2.1.6.3 COMPRESIÓN (PANDEO) 260
2.1.6.4 TORSIÓN 264
2.1.6.5 FLEXIÓN 265
2.1.6.6 CORTADURA INTERLAMINAR 271
2.1.6.7 FRECUENCIAS DE VIBRACIÓN 274
2.1.7 ESTRUCTURAS CILÍNDRICAS. CÁLCULOS EN MEMBRANAS 280
2.1.7.1 INTRODUCCIÓN 281
2.1.7.2 ESTRUCTURAS CILÍNDRICAS 281
2.1.7.2.1 TUBERÍAS Y VIROLAS DE DEPÓSITOS SOMETIDOS A PRESIÓN HIDRÁULICA 281
2.1.7.2.2 FONDOS DE DEPÓSITOS 290
2.1.7.2.3 DEPÓSITOS HORIZONTALES CON CARGAS HIDROSTÁTICAS 294
2.1.7.2.4 DEPÓSITOS VERTICALES BAJO CARGA HIDROSTÁTICA 296
2.1.7.2.5 SILOS 305
2.1.7.2.6 PANDEO DE ESTRUCTURAS CILÍNDRICAS 308
2.1.7.3 ESTRUCTURAS ESFÉRICAS 310
2.1.7.4 CASO GENERAL 312
2.1.8 PLACAS 314
2.1.8.1 INTRODUCCIÓN 314
2.1.8.2 CÁLCULO DE FLEXIÓN DE PLACAS MEDIANTE FÓRMULAS ANALÍTICAS 314
2.1.8.3 CÁLCULO DE FLEXIÓN DE PLACAS POR ELEMENTOS FINITOS 317
2.1.8.4 PANDEO DE PLACAS 323
2.1.8.5 FRECUENCIAS NATURALES DE VIBRACIÓN 325
2.1.9 SANDWICHS 328
2.1.9.1 INTRODUCCIÓN 328
2.1.9.2 FORMULACIÓN ANALÍTICA 328
2.1.9.3 DEFORMACIONES Y TENSIONES A LO LARGO DEL ESPESOR DEL SANDWICH 330
2.1.9.4 CONCEPTO DE CORTADURA EN UN SANDWICH 332
2.1.9.5 CÁLCULO DE PLACA SANDWICH BIAPOYADA 334
2.1.9.6 CÁLCULO DE PLACA SANDWICH EN EL CONTORNO 334
2.1.9.7 PANDEO DE ESTRUCTURAS SANDWICH 338
2.1.9.8 MODOS DE FALLO DE UNA ESTRUCTURA SANDWICH 340
2.1.10 UNIONES 345
2.1.10.1 UNIONES ATORNILLADAS 345
2.1.10.1.1 CURVAS S_b EN FUNCIÓN DE w/d Y e/d 348
2.1.10.1.2 DISEÑO DE UNIONES CON DOBLE CORTADURA 353
2.1.10.1.3 DESCRIPCIÓN DE UN PLAN DE ENSAYOS 356

2.1.10.1.4 RESULTADOS DE LOS ENSAYOS PARA LAMINADOS UNIDIRECCIONALES (PULTRUSIÓN) *357*
2.1.10.1.5 RESULTADOS DE LOS ENSAYOS PARA LAMINADOS MULTIDIRECCIONALES (BOLSA DE VACÍO) *361*
2.1.10.2 UNIONES POR ADHESIVO 370
2.1.10.2.1 TIPO DE ADHESIVO *373*
2.1.10.2.2 MODELOS DE UNIONES POR ADHESIVO *379*
2.1.11 MÉTODOS AVANZADOS DE CÁCULO. EL MÉTODO DE LOS ELEMENTOS FINITOS 389
2.1.11.1 INTRODUCCIÓN 389
2.1.11.2 DESCRIPCION DEL PROBLEMA 391
2.1.11.3 DESCRIPCION DE LOS MODELOS ANALIZADOS 391
2.1.11.4 RESULTADOS 394
2.1.11.5 DISCUSION DE LOS RESULTADOS Y CONCLUSIONES 403
2.1.11.6 CONCLUSIONES 414
2.2-ANÁLISIS DE LÁMINAS DEGRADADAS **414**
2.2.1 INTRODUCCIÓN A LA MECÁNICA DEL DAÑO 414
2.2.1.1 ASPECTOS EMPÍRICOS DEL DAÑO 415
2.2.1.2 ESCALAS EN EL FENÓMENO DEL DAÑO 415
2.2.1.3 DIFERENTES TIPOS DE DAÑO 415
2.2.1.4 EL DAÑO EN LOS MATERIALES COMPUESTOS DE FIBRA CONTINUA 416
2.2.2 REPRESENTACIÓN MECÁNICA DEL DAÑO 422
2.2.2.1 VARIABLE DE DAÑO SUPERFICIAL UNIDIMENSIONAL 422
2.2.2.2 CONCEPTO DE TENSIÓN EFECTIVA 423
2.2.2.3 PRINCIPIO DE DEFORMACIÓN EQUIVALENTE 425
2.2.2.4 ACOPLAMIENTO ENTRE DEFORMACIONES Y DAÑO; CRITERIO DE ROTURA; UMBRAL DE DAÑO 425
2.2.3 MEDIDA EMPÍRICA DEL DAÑO 433
2.2.3.1 VARIACIÓN DEL MÓDULO ELÁSTICO 433
2.2.3.2 VARIACIÓN DE LA RESPUESTA CÍCLICA PLÁSTICA 434
2.2.3.3 RESPUESTA AL CREEP TERCIARIO 435
2.2.3.4 EMISIÓN ACÚSTICA 437
2.2.4 ASPECTOS TERMODINÁMICOS DEL DAÑO 438
2.2.4.1 VARIABLES TERMODINÁMICAS Y POTENCIAL DE ESTADO 439
2.2.4.2 POTENCIAL DE DISIPACIÓN 444
2.2.4.3 ECUACIONES CONSTITUTIVAS DEL ACOPLAMIENTO ENTRE DAÑO Y DEFORMACIÓN 450
2.2.5 DAÑO ANISÓTROPO 460
2.2.5.1 DEFINICIÓN GEOMÉTRICA DEL TENSOR DE DAÑO DE SEGUNDO ORDEN 461
2.2.5.2 DEFINICIÓN TERMODINÁMICA DEL TENSOR DE DAÑO DE CUARTO ORDEN 464
2.2.5.3 DIFINICIÓN ENERGÉTICA DE UNA DOBLE VARIABLE ESCALAR 466
2.2.5.4 MODELO DE DAÑO PARA UNA LÁMINA DE MATERIAL COMPUESTO DE FIBRA CONTINUA 467
2.2.6 DAÑO EN INTERFASES 470
2.2.6.1 CONTINUIDAD DE LOS VECTORES DE TENSIÓN Y DEFORMACIÓN 470
2.2.6.2 RATIO DE DISIPACIÓN DE LA ENERGÍA DE DEFORMACIÓN SUPERFICIAL 472
2.2.6.3 LEY CINÉTICA DE LA EVOLUCIÓN DEL DAÑO POR PÉRDIDA DE ADHERENCIA 474
2.2.6.4 MODELO SIMPLIFICADO 476
2.2.6.5 EJERCICIO SOBRE UN CRITERIO DE PÉRDIDA DE ADHERENCIA ENTRE INTERFASES 480

CAPITULO III: COMPORTAMIENTO

3.1-EFECTOS AMBIENTALES **487**

3.1.1 INTRODUCCIÓN 487

3.1.2 PROPIEDADES TÉRMICAS 488

3.1.3 PROPIEDADES DE RESISTENCIA QUÍMICA 489

3.1.4 EFECTOS DE AGENTES QUÍMICOS SOBRE LOS POLÍMEROS 491

3.1.5 CONDICIONES CLIMÁTICAS 492

3.1.5.1 GEL-COAT 492

3.1.5.2 ORIENTACIÓN DEL MATERIAL COMPUESTO RESPECTO A LOS RAYOS DEL SOL 493

3.1.5.3 COMPONENTE ULTRAVIOLETA DEL SOL 493

3.1.5.4 ACCIÓN DEL TIEMPO ATMOSFÉRICO SOBRE LOS MATERIALES COMPUESTOS 493

3.1.5.5 ELEMENTOS DE RELLENO 493

3.1.6 INSONORIZACIÓN 494

3.1.7 PROPIEDAD DE TRANSMISIÓN DE LA LUZ 494

3.1.8 RESISTENCIA A LA ABRASIÓN 495

3.1.9 DISTRIBUCIONES DE TEMPERATURA Y HUMEDAD 495

3.1.10 CONTENIDO MÁXIMO DE HUMEDAD 501

3.1.11 DIFUSIVIDAD MÁSICA 503

3.1.12 HUMEDAD CONDICIONADA ACELERADA 504

3.1.13 TEMPERATURA DE TRANSICIÓN VÍTREA 511

3.1.14 CICLOS AMBIENTALES 513

3.2-COMPORTAMIENTO FRENTE A FUEGO **525**

3.2.1 INTRODUCCIÓN 525

3.2.2 RESISTENCIA RESIDUAL E INTEGRIDAD ESTRUCTURAL DE LOS MATERIALES COMPUESTOS SIN PROTEGER 526

3.2.3 RESISTENCIA RESIDUAL E INTEGRIDAD ESTRUCTURAL DE LOS MATERIALES COMPUESTOS PROTEGIDOS: BARRERAS FRENTE A FUEGO 535

3.2.4 MODELOS NUMÉRICOS 538

3.2.5 CONCLUSIONES 539

3.3-CONCENTRACIÓN DE TENSIONES **544**

3.3.1 ELASTICIDAD DE UN SÓLIDO ANISÓTROPO PLANO 545

3.3.2 CONCENTRACIÓN DE TENSIONES EN LÁMINAS DELGADAS PLANAS CON ABERTURA CIRCULAR 546

3.3.2.1 PRESIÓN UNIFORME EN EL BORDE DE LA ABERTURA 547

3.3.2.2 CORTADURA UNIFORME EN EL BORDE DE LA ABERTURA 548

3.3.2.3 PLACA PLANA SOMETIDA A TRACCIÓN 550

3.3.2.4 PLACA PLANA SOMETIDA A CORTADURA 555

3.3.2.5 PLACA PLANA SOMETIDA A FLEXIÓN 559

3.3.3 CONCENTRACIÓN DE TENSIONES EN LÁMINAS DELGADAS PLANAS CON UNA INCLUSIÓN CIRCULAR RÍGIDA 563

3.3.4 CONCENTRACIÓN DE TENSIONES EN LÁMINAS DELGADAS PLANAS CON ABERTURA ELIPTICA 567

3.3.4.1 PLACA PLANA SOMETIDA A TRACCIÓN 568

3.3.4.2 PLACA PLANA SOMETIDA A CORTADURA 572

3.3.4.3 PLACA PLANA SOMETIDA A FLEXIÓN 577

3.3.5 CONCENTRACIÓN DE TENSIONES EN UN LAMINADO 581

3.4-EFECTO BORDE LIBRE **592**

3.4.1 INTRODUCCIÓN 592

3.4.2 ANÁLISIS DEL EFECTO DE BORDE LIBRE 594

3.4.2.1 TEORÍA CLÁSICA DE PLACAS LAMINADAS 594

3.4.2.2 FORMULACIÓN ELÁSTICA TRIDIMENSIONAL DEL PROBLEMA DEL BORDE LIBRE 595

3.4.3 PROBLEMAS CAUSADOS POR EL EFECTO BORDE LIBRE 599

3.4.4 SOLUCIONES AL PROBLEMA DE BORDE LIBRE 600

3.5-COMPORTAMIENTO FRENTE A FATIGA **606**

3.5.1 CONCEPTOS GENERALES 606

3.5.2 NATURALEZA DE LA FATIGA EN MATERIALES COMPUESTOS: MECANISMOS DE DEGRADACIÓN POR FATIGA 610

3.5.2.1 EL PROCESO DE FATIGA 611

3.5.2.2 MECANISMO DE DEGRADACIÓN POR FATIGA 613

3.5.3 COMPARACIÓN DEL COMPORTAMIENTO A FATIGA DE DIVERSOS TIPOS DE MATERIALES COMPUESTOS 613

3.5.3.1 SISTEMAS VIDRIO-POLIÉSTER 614

3.5.3.2 SISTEMAS VIDRIO-EPOXI 616

3.5.3.3 SISTEMAS CARBONO-EPOXI 619

3.5.3.4 SISTEMAS ARAMIDA-EPOXI 625

3.6-CAPACIDAD DE ABSORCIÓN DE ENERGÍA DE LOS MATERIALES **629**

3.6.1 INTRODUCCIÓN 629

3.6.2 ABSORCIÓN DE ENERGÍA EN TUBOS DE MATERIALES COMPUESTOS 630

3.6.2.1 MATERIALES COMPUESTOS FRENTE A METALES 630

3.6.2.2 APLASTAMIENTO PROGRESIVO EN TUBOS DE MATERIALES COMPUESTOS 630

3.6.2.3 MODOS DE APLASTAMIENTO PROGRESIVO EN TUBOS DE MATERIALES COMPUESTOS 633

3.6.2.4 INFLUENCIA DE PARÁMETROS DEL MATERIAL Y GEOMETRÍA EN LOS VALORES DE ABSORCIÓN DE ENERGÍA 635

3.6.2.5 INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE APLASTAMIENTO EN LA ENERGÍA ABSORBIDA 636

3.6.2.6 NIVELES DE ABORCIÓN DE ENERGÍA EN TUBOS DE MATERIALES COMPUESTOS 637

3.6.3 EJEMPLO DE APLICACIÓN: DISEÑO DE ESTRUCTURA ABSORBEDORA PARA AUTOMOCIÓN 637

3.7-TOLERANCIA AL DAÑO **646**

3.7.1 INTRODUCCIÓN 646

3.7.1.1 SEGURIDAD 646

3.7.1.2 EFICIENCIA ESTRUCTURAL 647

3.7.1.3 CRITERIOS ECONÓMICOS 647

3.7.2 COMPARACIÓN ENTRE METALES Y MATERIALES COMPUESTOS EN TÉRMINOS DE TOLERANCIA AL DAÑO 647

3.7.2.1 ISOTROPÍA-ANISOTROPÍA 647

3.7.2.2 DUCTILIDAD-FRAGILIDAD 648

3.7.2.3 RESISTENCIA FRENTE A FATIGA 649

3.7.2.4 CARACTERÍSTICAS DE LOS MATERIALES COMPUESTOS QUE INFLUYEN EN LA TOLERANCIA AL DAÑO 650

3.7.2.5 SENSIBILIDAD FRENTE A DEFECTOS 651

3.7.2.6 EFECTOS DEL MATERIAL 651

3.7.3 MÉTODOS DE ENSAYO 653

3.8-RECICLAJE **658**
3.8.1 INTRODUCCIÓN 658
3.8.2 POTENCIAL APLICACIÓN DE LAS FIBRAS REPROCESADAS 659
3.8.2.1 INTRODUCCION 659
3.8.2.2 AMOLADO SIMPLE DEL SMC 660
3.8.2.2.1 PROCESOS DE AMOLAMIENTO *661*
3.8.2.2.2 PROCESOS AVANZADOS DE AMOLADO PARA EL SMC *661*
3.8.2.2.3 EL PROCESO DE TRITURACION CONTROLADO DE ERCOM *661*
3.8.2.2.4 EL PROCESO DE RECICLADO DE PHOENIX FIBERGLASS *664*
3.8.2.3 DEGRADACION QUIMICA SELECTIVA DE FRAGMENTOS DE SMC 665
3.8.2.4 RECICLADO POR DISOLUCION DE SMC SIN CURAR 667
3.8.2.5 PIROLISIS DE FRAGMENTOS DE SMC 667
3.8.2.6 GASIFICACION INVERSA DE FRAGMENTOS DE SMC 668
3.8.2.7 RECUPERACION DE ENERGIA A PARTIR DE FRAGMENTOS DE SMC 669
3.8.3 RECICLADO DE MATERIALES COMPUESTOS DE FIBRA DE VIDRIO Y MATRIZ TERMOPLASTICA 670
3.8.4 RECICLADO DE MATERIALES COMPUESTOS DE FIBRA DE CARBONO 671
3.8.4.1 INTRODUCCIÓN 671
3.8.4.2 POTENCIAL APLICACION DE LAS FIBRAS REPROCESADAS 671
3.8.4.3 REPROCESADO 671
3.8.4.4 MATERIAL COMPUESTO DE FIBRA DISCONTINUA ALINEADA 672
3.8.4.5 APLICACIONES POTENCIALES DE MATERIALES COMPUESTOS REFORZADOS CON FIBRA DISCONTINUA 674

CAPITULO IV: PROCESOS

PARTE A. PROCESOS DE MOLDE ABIERTO

4.1-VACÍO AUTOCLAVE. LOS PREIMPREGNADOS **679**
4.1.1 INTRODUCCIÓN 679
4.1.2 TIPOS DE PREPEG 680
4.1.2.1 BANDAS UNIDIRECCIONALES 680
4.1.2.2 LOS TEJIDOS PREIMPREGNADOS 682
4.1.2.3 EL PREIMPREGNADO DE HEBRAS 683
4.1.3 CARACTERÍSTICAS FÍSICAS DE UN PREIMPREGNADO 684
4.1.4 LAS RESINAS DE PREIMPREGNACION 685
4.1.4.1 INTRODUCCIÓN 685
4.1.4.2 RESINAS, CATALIZADORES Y AGENTES DE CURADO 686
4.1.4.3 LOS CICLOS DE CURADO 688
4.1.4.4 FORMULACIONES PARA ALTAS TEMPERATURAS 690
4.1.4.5 LOS PREIMPREGNADOS FENOLICOS 690
4.1.5 EL LAMINADO MANUAL DE LA FIBRA PREIMPRENADA 691
4.1.5.1 EL LAMINADO DE TEJIDOS PREIMPREGNADOS 692
4.1.5.2 EL LAMINADO CON BANDAS UNIDIRECCIONALES PREIMPREGNADAS 694
4.1.6 PREPARACION DEL LAMINADO PARA EL CURADO 695
4.1.7 EL AUTOCLAVE 697
4.1.7.1 INTRODUCCIÓN 697
4.1.7.2 LA CAMARA PRESURIZADA 698
4.1.7.3 LOS DISPOSITIVOS DE CALENTAMIENTO 699
4.1.7.4 SISTEMAS DE PRESURIZACION 699
4.1.7.5 SISTEMAS DE VACIO 699

4.1.7.6 LOS SISTEMAS DE CONTROL 700
4.1.7.7 EL MECANISMO DE SOPORTE Y CARGA DE LOS MOLDES EN EL AUTOCLAVE 701
4.1.8 CONTROL Y MODELADO DEL PROCESO 701

4.2-COLOCACIÓN AUTOMÁTICA DE CINTAS Y FIBRAS 705

4.2.1 INTRODUCCIÓN 705
4.2.2 COLOCACIÓN DE CINTAS PLANAS 707
4.2.3 COLOCACIÓN DE CINTAS EN TRES DIMENSIONES 708
4.2.4 COLOCACIÓN DE FIBRAS 709
4.2.5 SISTEMA AUTOMÁTICO INTEGRADO DE FABRICACIÓN 711

4.3-PROCESADO DE PREIMPREGNADOS SIN AUTOCLAVE 714

4.3.1 INTRODUCCIÓN 714
4.3.2 PROCEDIMIENTO DE FABRICACIÓN 715
4.3.2.1 LAMINACIÓN 715
4.3.2.2 ENROLLADO 715
4.3.3 PROCEDIMIENTO DE CURADO 723
4.3.3.1 CURADO EN HORNO 723
4.3.3.2 CURADO MEDIANTE ACEITE CALIENTE 724
4.3.3.3 CURADO MEDIANTE LÁMPARAS 724
4.3.3.4 CURADO MEDIANTE VAPOR 724
4.3.3.5 CURADO MEDIANTE MICROONDAS 724
4.3.3.6 CURADO MEDIANTE BARRA DE ELECTRONES 725
4.3.3.7 CURADO MEDIANTE INDUCCIÓN 726

4.4-ENROLLAMIENTO FILAMENTARIO 728

4.4.1 INTRODUCCIÓN 728
4.4.1.1 PROPIEDADES PRINCIPALES 728
4.4.1.2 VENTAJAS Y DESVENTAJAS 730
4.4.2 MATERIAS PRIMAS BÁSICAS 731
4.4.3 MÉTODOS Y ESQUEMA DE ENROLLADO DEL PROCESO DE ENROLLAMIENTO FILAMENTARIO 735
4.4.3.1 PROCEDIMIENTO VÍA HÚMEDA 735
4.4.3.2 PROCEDIMIENTO VÍA SECA 742
4.4.3.3 VENTAJAS E INCONVENIENTES DE LOS DOS PROCEDIMIENTOS 743
4.4.3.4 ESQUEMAS DE ENROLLADO 744
4.4.4 EQUIPOS Y UTILLAJES 746
4.4.4.1 MÁQUINAS DE ENROLLAMIENTO FILAMENTARIO 746
4.4.4.2 MANDRILES O MOLDES PARA EL PROCESO DE ENROLLAMIENTO FILAMENTARIO 749
4.4.5 SIMULACIÓN DEL PROCESO 751
4.4.6 NORMATICA ASOCIADA AL PROCESO 752

TOMO II

4.5-MOLDEO POR CONTACTO A MANO 755

4.5.1 INTRODUCCIÓN 755
4.5.2 MOLDEO POR CONTACTO A MANO 756
4.5.2.1 PREPARACIÓN DEL MOLDE 757
4.5.2.2 PREPARACIÓN DEL REFUERZO 757

4.5.2.3 APLICACIÓN DEL GEL COAT 762
4.5.2.4 PREPARACIÓN DE LA RESINA 770
4.5.2.5 REALIZACIÓN DEL ESTRATIFICADO 772
4.5.2.6 CURADO DE LAS PIEZAS 777
4.5.2.7 DESMOLDEO 778
4.5.2.8 DESBARBADO Y ACABADO FINAL 781
4.5.2.9 PINTADO DEL POLIÉSTER REFORZADO CON FIBRA DE VIDRIO 781
4.5.2.10 CONTROL DE CALIDAD 781
4.5.2.11 MOLDES 783
4.5.2.11.1 INTRODUCCION 783
4.5.2.11.2 CRITERIOS DE DISEÑO 784
4.5.2.11.3 FABRICACION DEL MOLDEO 785
4.5.2.11.4 PREPARACION DEL MOLDEO 786
4.5.2.11.5 REALIZACION DEL MOLDE 791
4.5.2.11.6 PREPARACION DEL MOLDE 799
4.5.2.11.7 RECUPERACION DE MOLDES VIEJOS 801

4.6-MOLDEO POR INYECCIÓN SIMULTÁNEA 803

4.6.1 INTRODUCCIÓN 803
4.6.2 CONDICIONES GENERALES 805
4.6.3 MANTENIMIENTO 807
4.6.4 REGLAJES DE LA MÁQUINA 810
4.6.5 REALIZACIÓN DE LA PROYECCIÓN EN EL MOLDE 813

4.7-CENTRIFUGACIÓN 818

4.7.1 INTRODUCCIÓN 818
4.7.2 ESQUEMA DE PROCESO 819
4.7.3 MATERIAS PRIMAS 819
4.7.4 MAQUINARIA Y UTILLAJE 820
4.7.5 MÉTODO OPERATIVO 821
4.7.6 SÍNTESIS 823

PARTE B. PROCESOS DE MOLDE CERRADO

4.8-PULTRUSIÓN 825

4.8.1 INTRODUCCIÓN 825
4.8.2 VENTAJAS Y DESVENTAJAS DE LA PULTRUSIÓN 826
4.8.3 MATERIAS PRIMAS BÁSICAS PARA EL PROCESO DE PULTRUSIÓN 828
4.8.3.1 MATERIAS PRIMAS DE REFUERZO 828
4.8.3.2 RESINAS 829
4.8.4 DESCRIPCIÓN DEL PROCESO DE PULTRUSIÓN 831
4.8.4.1 SISTEMAS DE ALIMENTACIÓN DE MATERIAL 831
4.8.4.2 SISTEMAS DE IMPREGNACIÓN Y PRECONFORMADO DEL REFUERZO 832
4.8.4.3 SISTEMAS DE ANCLAJE Y CALENTAMIENTO DEL MOLDE 833
4.8.4.4 MÉTODOS DE ENGANCHE Y TRACCIÓN DEL PRODUCTO 834
4.8.4.5 SISTEMAS DE CORTE 836
4.8.5 UTILLAJES PARA EL PROCESO DE PULTRUSIÓN 837
4.8.5.1 EL MOLDE 837
4.8.6 DISEÑO DE PIEZAS FABRICADAS MEDIANTE PULTRUSIÓN 838
4.8.6.1 CRITERIOS BÁSICOS DE DISEÑO 838
4.8.6.2 PROPIEDADES TÍPICAS DE LAS PIEZAS FABRICADAS MEDIANTE PULTRUSIÓN 840
4.8.7 NORMATIVA ASOCIADA AL PROCESO DE PULTRUSIÓN 841

4.9-PRENSA **845**
4.9.1 PRENSA EN FRÍO 845
4.9.1.1 INTRODUCCIÓN 845
4.9.1.2 MATERIAS PRIMAS 845
4.9.1.3 MAQUINARIA Y UTILLAJE 846
4.9.1.4 MÉTODO OPERATIVO 847
4.9.1.5 SÍNTESIS 850
4.9.2 PRENSA EN CALIENTE 850

4.10-SISTEMAS DE MOLDEO DE COMPOUNDS **853**
4.10.1 MOLDEO POR COMPRESIÓN DE PREIMPREGNADOS (SMC) 853
4.10.1.1 INTRODUCCIÓN 853
4.10.1.2 MATERIAS PRIMAS 854
4.10.1.3 FABRICACIÓN DEL PREIMPREGNADO 858
4.10.1.4 CONDICIONES DE MOLDEO 860
4.10.1.5 MAQUINARIA Y UTILLAJE DE MOLDEO 862
4.10.1.6 CARACTERIZACIÓN DEL PROCESO 864
4.10.1.6.1 CICLO DE CURADO 864
4.10.1.6.2 EFECTOS TÉRMICOS 866
4.10.1.6.3 COMPORTAMIENTO DE FLUJO 867
4.10.1.7 APLICACIONES 868
4.10.2 BMC (BULK MOLDING COMPOUNDS) 868
4.10.2.1 INTRODUCCIÓN 868
4.10.2.2 PROCESADO 869
4.10.2.3 PROPIEDADES 871
4.10.2.4 APLICACIONES 872
4.10.3 OTROS SISTEMAS 873

4.11-MOLDEO POR INYECCIÓN DE TERMOESTABLES **877**
4.11.1 INTRODUCCIÓN 877
4.11.2 COMPOSICIÓN DE LOS MATERIALES COMPUESTOS 878
4.11.3 CONSIDERACIONES DE CURADO 880
4.11.4 CONSIDERACIONES REOLÓGICAS 882
4.11.5 CONSIDERACIONES DE LLENADO DE MOLDE 883

4.12-RIM Y RRIM **887**
4.12.1 RIM (REACTION, INJECTION, MOLDING) 887
4.12.1.1 INTRODUCCIÓN 887
4.12.1.2 MATERIAS PRIMAS 887
4.12.1.3 PROCESO 888
4.12.1.4 APLICACIONES 890
4.12.1.5 SÍNTESIS 891
4.12.2 RIMM (REINFORCED RIM) 891
4.12.2.1 INTRODUCCIÓN 891
4.12.2.2 MATERIAS PRIMAS 892
4.12.2.3 PROCESO 892
4.12.2.4 SÍNTESIS 894

4.13-SRIM **896**
4.13.1 INTRODUCCIÓN 896

4.13.2 MATERIAS PRIMAS 896
4.13.3 MAQUINARIA Y UTILLAJE 897
4.13.4 PROCESO 897
4.13.5 SÍNTESIS 901
4.13.6 SIMULACIÓN Y CARACTERIZACIÓN DE PROCESO, RIM, RRIM Y SRIM 901
4.13.6.1 MODELADO DE FLUJO 901
4.13.6.2 CARACTERIZACIÓN CINÉTICA CALORIMÉTRICA 902
4.13.6.3 CARACTERIZACIÓN DEL FLUJO EN EL PROCESO RIM, RRIM Y SRIM 902

4.14-RTM 907

4.14.1 INTRODUCCIÓN 907
4.14.1.1 NATURALEZA DEL RTM 909
4.14.1.2 VENTAJAS DEL RTM 910
4.14.1.3 SELECCIÓN DE MATERIALES 911
4.14.1.3.1 SELECCIÓN DE FIBRAS 911
4.14.1.3.2 SELECCIÓN DE RESINAS 912
4.14.1.4 EJEMPLOS DE APLICACIÓN 913
4.14.2 PREFORMADO 915
4.14.2.1 COMPRESIBILIDAD 917
4.14.2.2 PERMEABILIDAD 920
4.14.2.3 MATERIALES MÁS COMUNES PARA PREFORMAS 920
4.14.2.3.1 MATS ALEATORIOS 921
4.14.2.3.2 TEJIDOS 2D 921
4.14.2.3.3 TEJIDOS UNIDIRECCIONALES 922
4.14.2.3.4 OTRAS TECNOLOGÍAS TEXTILES 923
4.14.2.4 FLUJO ANISÓTROPO 923
4.14.2.5 NÚCLEOS E INSERTOS 925
4.14.2.5.1 NÚCLEOS 926
4.14.2.5.2 INSERTOS 926
4.14.2.6 TÉCNICAS COMUNES DE PREFORMADO 927
4.14.2.6.1 PREFORMADO POR CORTE Y COLOCACIÓN 927
4.14.2.6.2 PREFORMADO POR PROYECCIÓN DIRECTA DE FIBRA 930
4.14.2.6.3 PREFORMADO POR ESTAMPACIÓN DE MATERIALES TERMOCONFORTABLES 932
4.14.2.6.4 PREFORMAS TEXTILES 934
4.14.2.6.5 PREFORMAS FABRICADAS POR BRAIDING 934
4.14.2.6.6 COMPARACIÓN ENTRE LAS TÉCNICAS DE PREFORMADO 934
4.14.3 MOLDES 935
4.14.3.1 DISEÑO DE MOLDES 935
4.14.3.1.1 SELLADO 937
4.14.3.1.2 ORIFICIOS DE INYECCIÓN Y VENTILACIÓN 939
4.14.3.1.3 SISTEMAS DE CALENTAMIENTO/ENFRIAMIENTO 939
4.14.3.1.4 CERRADO Y ALINEACIÓN 940
4.14.3.2 MATERIALES PARA MOLDES 941
4.14.4 SELECCIÓN DE RESINAS 942
4.14.4.1 VISCOSIDAD 943
4.14.4.2 NIVEL DE CATÁLISIS 945
4.14.4.3 TEMPERATURA 945
4.14.5 INYECCIÓN 946
4.14.5.1 EQUIPAMIENTO PARA INYECCIÓN 946
4.14.5.2 LLENADO DEL MOLDE CON PREFORMA 948
4.14.5.2.1 RESISTENCIAS AL FLUJO 948
4.14.5.2.2 EL PROBLEMA DEL LLENADO DEL MOLDE 948
4.14.5.2.3 PERMEABILIDAD 951

4.14.5.2.4 MODELADO DEL FLUJO *959*
4.14.5.2.5 FLUJO Y DEFORMACIÓN DE LA FIBRA *973*
4.14.5.2.6 LLENADO NO UNIFORME *976*
4.14.5.3 CONTROL DE LA INYECCIÓN POR SENSORES 977
4.14.6 CURADO 979
4.14.7 CALIDAD 981
4.14.7.1 ENSAYOS 981
4.14.8 RTM AYUDADO DE VACÍO, VARTM 984
4.14.8.1 ESQUEMA DE FUNCIONAMIENTO DE UN MOLDE DE VARTM 985
4.14.8.2 MATERIAS PRIMAS 985
4.14.8.3 MAQUINARIA Y UTILLAJE 986
4.14.8.4 MÉTODO OPERATIVO 988
4.14.8.5 SÍNTESIS 991
4.14.8.6 VARTM ULTRA VIOLETA (UV VARTM) 992
4.14.8.7 SCRIMP 993
4.14.8.8 LPRIM 993

4.15-MOLDEO POR INYECCIÓN DE TERMOPLÁSTICOS REFORZADOS **997**
4.15.1 INTRODUCCIÓN 997
4.15.2 PROPIEDADES DE TRFV 998
4.15.3 MATERIAS PRIMAS 998
4.15.4 PROCESO DE MOLDEO POR INYECCIÓN DE GRANULADOS 1001
4.15.5 CARACTERIZACIÓN Y MODELADO DEL PROCESO 1004
4.15.6 APLICACIONES 1006
4.15.7 SÍNTESIS 1007

4.16-MOLDEO POR ESTAMPACIÓN DE TERMOPLÁSTICOS REFORZADOS **1009**
4.16.1 INTRODUCCIÓN 1009
4.16.2 MATERIAS PRIMAS 1010
4.16.3 PROCESO DE ESTAMPACIÓN 1012
4.16.4 APLICACIONES 1014
4.16.5 SÍNTESIS 1015

4.17-RESUMEN DE PROCESOS **1016**

4.18-MECANIZADO **1018**
4.18.1 TÉCNICAS DE MECANIZADO Y TALADRADO EN MATERIALES COMPUESTOS 1018
4.18.1.1 TECNICAS DE MECANIZADO 1019
4.18.1.2 TECNICAS DE TALADRADO 1020
4.18.2 TÉCNICAS AVANZADAS DE CORTE DE MATERIALES COMPUESTOS 1024
4.18.2.1 CORTE MEDIANTE PROYECCIÓN DE CHORRO DE AGUA Y MEDIANTE PROYECCIÓN DE CHORRO DE AGUA ABRASIVO 1024
4.18.2.2 CORTE MEDIANTE LÁSER 1027
4.18.2.3 CORTE MEDIANTE ULTRASONIDOS 1028
4.18.3 REBARBADO 1028
4.18.4 RECTIFICADO 1030
4.18.5 MECANIZADO MEDIANTE ELECTRODESCARGA O ELECTROEROSIÓN 1030
4.18.6 MECANIZADO MEDIANTE CHISPA ELECTROQUÍMICA 1031

4.19-REPARACIONES **1035**
4.19.1 INTRODUCCIÓN 1035
4.19.2 EVALUACIÓN DE LA NECESIDAD DE REPARACIÓN 1036

4.19.3 REQUERIMIENTOS DE LA REPARACIÓN 1036
4.19.4 REPARACIONES SIN PARCHE 1036
4.19.5 REPARACIONES CON PARCHE 1037
4.19.5.1 REPARACIONES MEDIANTE ADHESIVO 1038
4.19.5.2 REPARACIONES MEDIANTE UNIÓN MECÁNICA 1039

CAPITULO V: ENSAYOS Y CALIDAD

5.1-INTRODUCCIÓN 1045

5.2-ENSAYOS SOBRE LAS MATERIAS PRIMAS O PRODUCTOS SEMIACABADOS 1047
5.2.1 ENSAYOS Y CONTROL SOBRE FIBRAS 1047
5.2.2 CONTROL DE MATRICES 1052
5.2.3 CONTROL DE MATERIALES COMPUESTOS PREIMPREGNADOS DE USO AERONÁUTICO 1057
5.2.4 CONTROL DE SMC Y BMC 1061
5.2.5 CONTROL DE LA INTERFASE 1062

5.3-CONTROL DEL MATERIAL COMPUESTO 1065
5.3.1 CONTROL DE PROBETAS 1065
5.3.1.1 ACONDICIONAMIENTO 1066
5.3.1.1.1 ENVEJECIMIENTO 1066
5.3.1.1.2 CORROSION 1068
5.3.1.2 DETERMINACIÓN DE DENSIDAD, VOLÚMEN DE FIBRA Y CONTROL DE LA RESINA 1068
5.3.1.2.1 DENSIDAD 1068
5.3.1.2.2 PORCENTAJE DE VOLUMEN EN FIBRA 1069

5.4- ENSAYOS DE TRACCIÓN 1072
5.5- ENSAYOS DE FLEXIÓN 1078
5.6- ENSAYOS DE COMPRESIÓN 1082
5.7- ENSAYOS DE CORTADURA PLANA 1087
5.7.1 ENSAYO BASADO EN LA PROBETA $[45/-45]_{2S}$ 1087
5.7.2 ENSAYO DE LOS CARRILES DE CORTADURA 1089
5.7.3 ENSAYO DE IOSIPESCU 1090
5.7.4 ENSAYO DE PROBETA ORIENTADA A 10º 1091

5.8- ENSAYOS DE CORTADURA INTERLAMINAR 1093
5.8.1 CORTADURA DE VIGA CORTA 1093
5.8.2 CORTADURA DE UNA PROBETA DE ENTALLA DOBLE 1095

5.9- ENSAYOS DE FATIGA 1098
5.9.1 MÉTODOS DE ENSAYO Y DEFINICIÓN DE PROBETAS 1098
5.9.2 REDUCCIÓN DE DATOS DE FATIGA 1099
5.9.3 MODELO DE DEGRADACIÓN DE RESISTENCIA 1100

5.10- ENSAYOS DE FRATURA INTERLAMINAR 1104
5.10.1 INTRODUCCIÓN: TEORÍA DE LA MECÁNICA DE FRACTURA ELÁSTICO-LINEAL APLICADA AL ANÁLISIS DE LA DELAMINACIÓN EN MATERIALES COMPUESTOS 1104

5.10.2 TEORÍAS DE VIGAS APLICADA AL ANÁLISIS DE LA FRACTURA INTERLAMINAR 1107
5.10.3 MODO I (ENSAYO DCB) 1109
5.10.3.1 DESCRIPCIÓN DE PROBETA Y MÉTODO DE ENSAYO 1109
5.10.3.2 DATOS OBTENIDOS DEL ENSAYO 1111
5.10.3.3 MÉTODOS DE REDUCCIÓN DE DATOS 1112
5.10.3.3.1 TEORIA DE VIGAS MODIFICADA 1112
5.10.3.4 MÉTODOS DE CALIBRACIÓN DE LA FLEXIBILIDAD 1114
5.10.4 MODO II (ENSAYO ENF) 1115
5.10.4.1 DESCRIPCIÓN DE PROBETA Y MÉTODO DE ENSAYO 1115
5.10.4.2 DATOS OBTENIDOS DEL ENSAYO 1117
5.10.4.3 MÉTODOS DE REDUCCIÓN DE DATOS 1117
5.10.4.3.1 TEORIA DE VIGAS MODIFICADA 1117
5.10.5 MODO III 1120
5.10.6 ENSAYOS MODO MIXTO (MODO I+II) 1120
5.10.6.1 INTRODUCCIÓN 1120
5.10.6.2 ENSAYO MMB 1122

5.11-ENSAYOS DE IMPACTO 1126

5.12-ENSAYOS DE COMPRESIÓN DESPUÉS DE IMPACTO 1134

5.13-ENSAYOS DE PANELES SANDWICH 1137

5.13.1 PROPIEDADES DE CORTADURA EN EL PLANO DEL SANDWICH (ASTM C273-61) 1139
5.13.2 RESISTENCIA A TRACCIÓN EN EL PLANO DEL SANDWICH 1140
5.13.3 RESISTENCIA A COMPRESIÓN EN EL CANTO DEL SANDWICH 1141
5.13.4 RESISTENCIA A COMPRESIÓN EN EL PLANO DEL SANDWICH 1141
5.13.5 PROPIEDADES A FLEXIÓN DE SANDWICHES PLANOS 1143

5.14-ENSAYOS NO DESTRUCTIVOS 1146

5.14.1 INTRODUCCIÓN 1147
5.14.2 TÉCNICAS DE INSPECCIÓN VISUAL 1149
5.14.3 ULTRASONIDOS 1151
5.14.4 RADIOGRAFÍA 1157
5.14.5 TERMOGRAFÍA 1160
5.14.6 HOLOGRAFÍA OPTICA 1161
5.14.7 HOLOGRAFÍA ACÚSTICA 1161
5.14.8 SISTEMA DE FIBRAS ÓPTICAS 1162
5.14.9 EMISIÓN ACÚSTICA 1162
5.14.10 DOCUMENTACIÓN DE DAÑOS Y DEFECTOS 1165

5.15-OTROS ENSAYOS 1167

5.15.1 FLUENCIA 1167
5.15.2 RELAJACIÓN 1167
5.15.3 DUREZA BARCOL 1167
5.15.4 DETERMINACIÓN DE LA PÉRDIDA AL FUEGO 1168

5.16-CONTROL DE PIEZAS ACABADAS 1169

CAPITULO VI: TECNOLOGÍAS TEXTILES

6.1- INTRODUCCIÓN 1187

6.1.1 LAS PROPIEDADES FUERA DEL PLANO 1188
6.1.2 CLASIFICACIÓN DE LAS PREFORMAS TEXTILES 1190
6.1.3 PREFORMAS TEXTILES AVANZADAS 1193
6.1.3.1 BRAIDING 1193
6.1.3.2 3D-WEAVING 1196
6.1.3.3 WEFT-KNITTING 1197
6.1.3.4 WARP-KNITTING 1198
6.1.3.5 COSIDO 1199
6.1.4 GEOMETRÍA ESTRUCTURAL DE LOS TEXTILES 1200
6.1.5 FABRICACIÓN DEL MATERIAL FINAL A PARTIR DE LAS PREFORMAS TEXTILES 1202

6.2-MODELOS 1206

6.2.1 MODELADO MACROMECÁNICO 1206
6.2.1.1 INTRODUCCIÓN 1206
6.2.1.2 DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS Y RESISTENTES DE LOS 3D FABRICS NECESARIAS PARA LA REALIZACIÓN DE UN ANÁLISIS MACROMECÁNICO 1207
6.2.1.3 RESUMEN DE PROPIEDADES DE RIGIDEZ REQUERIDAS PARA LA IMPLEMETACIÓN DE CADA TEORÍA 1208
6.2.1.4 PROPIEDADES DE RIGIDEZ Y RESISTENCIA REQUERIDAS EN FUNCIÓN DE LA PREFORMA TEXTIL TRIDIMENSIONAL QUE REFUERZA AL MATERIAL COMPUESTO ANALIZADO 1208
6.2.1.4.1 BRAIDING 1209
6.2.1.4.2 3D WEAVING 1211
6.2.1.4.3 WEFT-KNITTING 1211
6.2.1.4.4 WARP KNITTING 1212
6.2.1.4.5 COSIDO MULTICAPA 4/5 D 1216
6.2.1.4.6 PUNZADO 1216
6.2.1.5 DEFINICIÓN DE LAS PROPIEDADES DE RIGIDEZ Y RESISTENCIA REQUERIDAS EN FUNCIÓN DEL ANÀLISIS MACROMECÁNICO DESARROLLADO 1217
6.2.1.5.1 ANALISIS LINEALES Y NO LINEALES 1218
6.2.1.5.2 ANALISIS DE FATIGA 1218
6.2.1.5.3 INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA Y LA HUMEDAD EN LAS PROPIEDADES 1218
6.2.1.6 DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS Y RESISTENTES DEL BRAIDING 2D, MODELO DE MATERIAL PARA EL BRAINDING 2D 1219
6.2.1.6.1 FORMULACION ANALITICA 1219
6.2.1.6.2 MODELO DE ELEMENTOS FINITOS PARA UN BRAIDING 2D 1222
6.2.1.7 DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS Y RESISTENTES DEL WEFT-KNITTING 1228
6.2.1.7.1 CARACTERISTICAS DEL MODELO 1229
6.2.1.7.2 MATERIALES 1229
6.2.1.7.3 MODELO DE ELEMENTOS FINITOS 1230
6.2.1.7.4 CARGAS Y CONDICIONES DE CONTORNO 1231
6.2.1.7.5 RESULTADOS 1231
6.2.1.7.6 CORRELACION TEORICO-EXPERIMENTAL 1233

6.3-APLICACIONES 1240

6.3.1 ESTRUCTURAS DE MATERIAL COMPUESTO 3D EN LA INDUSTRIA AEROSPACIAL 1240
6.3.2 ESTRUCTURAS DE MATERIAL COMPUESTO 3D EN LA INDUSTRIA DE LA AUTOMOCIÓN 1243
6.3.3 OTRAS APLICACIONES 1245

CAPITULO VII: SISTEMAS DE INTELIGENCIA ARTIFICIAL

7.1-INTRODUCCIÓN **1251**

7.2-REDES NEURONALES ARTIFICIALES **1253**

7.2.1 LAS NEURONAS BIOLÓGICAS 1254
7.2.2 LA NEURONA ARTIFICIAL 1255
7.2.3 ELEMENTOS DE UNA RED NEURONAL 1258
7.2.4 MODELO DE RETROPROPAGACIÓN DEL ERROR 1260
7.2.4.1 DESCRIPCIÓN 1261
7.2.4.2 APRENDIZAJE DEL PERCEPTRÓN MULTICAPA 1262
7.2.4.3 APLICACIONES 1268

7.3 OPTIMIZACIÓN DE UNA ESTRUCTURA TIPO GRID **1271**

7.3.1 CÁLCULO ÓPTIMO DE LA ESTRUCTURA EMPARRILLADA PARA EL NÚCLEO DEL SUELO 1275

7.4-PREDICCIÓN DE LA RESISTENCIA RESIDUAL DE MATERIALES COMPUESTOS SOMETIDOS A IMPACTO **1277**

7.5- ALGORITMOS GENÉTICOS **1283**

7.5.1 INTRODUCCIÓN 1283
7.5.2 CODIFICACIÓN 1284
7.5.3 FUNCIÓN DE IDONEIDAD 1284
7.5.4 REPRODUCCIÓN 1285
7.5.5 CONVERGENCIA 1286
7.5.6 APLICACIONES 1288
7.5.7 OPTIMIZACIÓN DE LAMINADOS CON ALGORITMOS GENÉTICOS 1288

7.6-LÓGICA BORROSA **1293**

7.6.1 INTRODUCCIÓN 1293
7.6.2 TEORÍA DE CONJUNTOS BORROSOS 1294
7.6.3 CONTROLADORES BORROSOS 1297
7.6.4 APLICACIONES 1302
7.6.5 APLICACION DE LA LOGICA BORROSA AL CONTROL DE LA INYECCION EN UNA MAQUINA DE RTM 1302

CAPITULO VIII: APLICACIONES

8.1-AERONÁUTICA **1311**

8.1.1 AERONÁUTICA CIVIL 1311
8.1.2 AERONÁUTICA MILITAR 1315

8.2-ESPACIO 1318

8.3-AUTOMÓVIL. TURISMO **1321**

8.4-TRANSPORTE TERRESTRE **1323**

8.4.1 VEHÍCULO INDUSTRIAL 1323
8.4.2 AUTOBÚS 1324

8.4.3 FERROCARRIL 1325
8.4.4 OTROS SISTEMAS DE TRANSPORTE 1326

8.5-MARINA 1327

8.6-INDUSTRIA MILITAR 1330

8.7-ENERGÍA 1333

8.8-CONSTRUCCIÓN E INGENIERÍA CIVIL 1336

8.9-INDUSTRIA DEL PETRÓLEO 1341

8.10-INDUSTRIA QUÍMICA 1344

8.11-DEPORTE 1347

8.12-ELECTRÓNICA 1350

8.13-VARIOS 1353

8.13.1 MEDICINA 1353
8.13.2 MAQUINARIA AGRÍCOLA 1354
8.13.3 COMUNICACIONES 1354
8.13.4 PISCINAS 1355

CAPITULO IX: OTROS SISTEMAS DE MATERIALES COMPUESTOS

9.1-INTRODUCCIÓN 1363

9.2-MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ METÁLICA 1365

9.2.1 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ METÁLICA CON FIBRAS CONTINUAS DE BORO 1365
9.2.1.1 INTRODUCCIÓN 1365
9.2.1.2 PROCESO DE FABRICACIÓN DE LAS FIBRAS DE BORO Y SUS PROPIEDADES 1366
9.2.1.3 PROCESO DE FABRICACIÓN DEL MATERIAL COMPUESTO 1368
9.2.1.4 PROPIEDADES DEL MATERIAL COMPUESTO 1370
9.2.1.5 APLICACIONES 1373
9.2.2 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ METÁLICA CON FIBRAS CONTINUAS DE CARBURO DE SILICIO 1373
9.2.2.1 PROCESO DE FABRICACIÓN DE LAS FIBRAS DE CARBURO DE SILICIO 1374
9.2.2.2 PROCESO DE FABRICACIÓN DEL MATERIAL COMPUESTO 1376
9.2.2.3 PROPIEDADES DEL MATERIAL COMPUESTO 1378
9.2.2.4 APLICACIONES 1382
9.2.2.5 TENDENCIAS FUTURAS 1382
9.2.3 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ METÁLICA CON FIBRAS CONTINUAS DE GRAFITO 1382
9.2.3.1 FIBRAS CONTINUAS FRENTE A FIBRAS CORTAS 1382
9.2.3.2 PRECURSORES PARA LA FABRICACIÓN 1385
9.2.3.3 ADHESIÓN-DIFUSIÓN 1386
9.2.3.4 PULTRUSIÓN 1387
9.2.3.5 PROCESO RAPI-PRESS 1388
9.2.3.6 PROCESO DE INFILTRACIÓN DIRECTA DE METAL 1389
9.2.3.7 PROCESO DE FUNDICIÓN 1389
9.2.4 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ METÁLICA CON FIBRAS CONTINUAS DE ÓXIDO DE ALUMINIO 1391
9.2.5 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ METÁLICA CON FIBRAS DE TUNGSTENO 1392
9.2.6 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ METÁLICA CON

FIBRAS CORTAS DE SILICIO 1393
9.2.7 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ METÁLICA
REFORZADOS CON WHISKERS 1396
9.2.8 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ METÁLICA CON
FIBRAS CORTAS CERÁMICAS 1396
9.2.9 NUEVOS DESARROLLOS DE MATERIALES COMPUESTOS DE
MATRIZ METALICA DE ALUMINIO 1398
9.2.9.1 DESARROLLO DE NUEVAS TECNOLOGIAS 1398
9.2.9.2 METODOS DE PRODUCCION DEL DRA 1399
9.2.9.3 GAMA DE SISTEMAS DE MATERIALES DRA 1399
9.2.9.4 CARACTERISTICAS Y VENTAJAS DE LOS MATERIALES DE DRA 1399
9.2.9.5 MERCADOS ACTUALES Y APLICACIONES 1400
9.2.9.6 PROCESOS DE RETIRADA DE MATERIAL PROVENIENTE DEL MECANIZADO 1400
9.2.9.7 PROCESOS DE DEFORMACIÓN DE MATERIAL EN BRUTO
A PRODUCTOS SEMIACABADOS DE PRODUCTOS DRA 1400
9.2.9.8 DESARROLLO DE CALIDADES DE COLADA DE DRA
PARA APLICACIONES ESTRUCTURALES 1401

9.3-MATERIALES COMPUESTOS CARBÓN-CARBÓN 1405

9.3.1 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE CARBONO
CON FIBRAS CONTINUAS DE CARBONO 1405
9.3.1.1 PROCESOS CARBONO-CARBONO 1406
9.3.1.2 PROPIEDADES UNIDIRECCIONALES 1408
9.3.2 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DE CARBONO CON
REFUERZOS MULTIDIRECCIONALES DE CARBONO 1412
9.3.2.1 PREFORMAS DE TEJIDO MULTIDIRECCIONALES 1412
9.3.2.2 PROCESO DE DENSIFICACIÓN 1414
9.3.2.3 PROPIEDADES 1416
9.3.3 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ DRE CARBONO
RESISTENTES A LA OXIDACIÓN 1417
9.3.3.1 CONSIDERACIONES GENERALES 1418
9.3.4 MATERIALES COMPUESTOS ESTRUCTURALES DE MATRIZ DE CARBONO 1419

9.4-MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ CERÁMICA 1424

9.4.1 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ CERÁMICA ESTRUCTURALES 1424
9.4.1.1 PRINCIPIOS DE REFUERZO CON FIBRAS 1426
9.4.1.2 PROCESOS DE FABRICACIÓN 1428
9.4.1.3 CARACTERÍSTICAS DE LOS SISTEMAS DE MATERIALES
COMPUESTOS CERÁMICOS 1430
9.4.2 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ CERÁMICA CON
REFUERZOS MULTIDIRECCIONALES 1439
9.4.2.1 REFUERZOS MULTIDIRECCIONALES CON FIBRAS CONTINUAS 1439
9.4.3 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ CERÁMICA REFORZADOS CON WHISKERS 1441

9.5-MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ CEMENTÍTICA 1447

9.5.1 REFUERZOS UTILIZADOS EN MATERIALES COMPUESTOS DE
MATRIZ CEMENTÍTICA 1447
9.5.1.1 FIBRA DE VIDRIO PARA HORMIGONES O MORTEROS: LAS
FIBRAS DE VIDRIO AR 1447
9.5.1.2 FORMULACIONES TIPO 1448
9.5.1.3 PROCEDIMIENTOS DE FABRICACIÓN 1448
9.5.1.4 APLICACIONES PRINCIPALES 1449
9.5.1.5 FIBRAS PARA PRETENSADO DE TENDONES PARA HORMIGÓN 1450
9.5.1.6 FIBRAS PARA ARQUITECTURA TEXTIL 1452

9.5.2 EL HORMIGÓN REFORZADO CON FIBRA DE VIDRIO AR EN FACHADAS Y EXTERIORES 1452
9.5.3 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ CEMENTÍTICA EN CUBIERTAS 1455
9.5.3.1 PLACA ONDULADA DE FIBRA DE VIDRIO AR Y HORMIGÓN 1455
9.5.3.2 CABLES DE ATIRANTAMIENTO PARA ARQUITECTURA TEXTIL EN CUBIERTAS 1456
9.5.3.3 LA CONSTRUCCIÓN MEMBRANA FLEXIBLE-HORMIGÓN EN CUBIERTAS 1457
9.5.4 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ CEMENTÍTICA EN PANELES INTERIORES. EL YESO REFORZADO CON FIBRA DE VIDRIO 1459
9.5.5 MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ CEMENTÍTICA COMO ELEMENTOS ESTRUCTURALES 1461
9.5.5.1 FIBRAS PARA SUBSTITUIR EL ARMADO METÁLICO DEL HORMIGÓN 1461
9.5.5.2 TIRANTES 1461
9.5.5.3 FIBRAS PARA PRETENSADO DE TENDONES PARA HORMIGÓN 1462
9.5.6 LOS MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ CEMENTÍTICA EN LA RESTAURACIÓN 1463
9.5.6.1 UTILIZACIÓN DEL HORMIGÓN REFORZADO POR FIBRA DE VIDRIO AR 1463
9.5.6.2 EJEMPLOS DE APLICACIÓN 1464

9.6- MATERIALES COMPUESTOS ACTIVOS 1467

9.6.1 INTRODUCCION 1467
9.6.2 SENSORES INTELIGENTES 1471
9.6.2.1 LA FIBRA ÓPTICA 1471
9.6.2.2 SENSORES PIEZOELÉCTRICOS 1472
9.6.2.3 SENSORES DE FIBRA ÓPTICA 1472
9.6.3 LOS FLUIDOS ELECTRO-REOLÓGICOS 1479
9.6.4 MATERIALES CON MEMORIA 1481

INTRODUCCIÓN

Se entiende por material compuesto aquel formado por dos o más componentes, de forma que las propiedades del material final sean superiores que las de los componentes por separado.

Hay que hacer algunas consideraciones para 'ajustar' el termino material compuesto a nuestro objeto de estudio:

1) En primer lugar el material compuesto, debe ser expresamente fabricado por la mano del hombre. De este modo queda fuera de nuestra definición una larga lista de materiales compuestos naturales, tales como los que componen nuestros huesos, las masas arbóreas, etc.

2) En segundo lugar, tal como entendemos los materiales compuestos, estos no deben tener continuidad fenomenológica, de modo que los materiales cerámicos, por ejemplo, a pesar de estar compuestos por varios componentes cristalinos o amorfos, no son considerados materiales compuestos ya que estos son continuos fenomenológicamente hablando.

3) Finalmente, el hormigón armado, a pesar de estar construido expresamente por el hombre y tener discontinuidad fenomenológica, no se considera tampoco objeto de nuestro estudio, porque este sistema es un material clásico en la Ingeniería Civil.

Aunque la fibra de vidrio es muy antigua –era conocida por los Egipcios-, la historia de los materiales compuestos es la historia del siglo XX. En 1907, el químico belga Leo Baekeland obtuvo por primera vez una resina termoestable. Baekeland calentó y aplicó presión en un recipiente especial a un fenol y un formaldehido para obtener una resina líquida que polimerizó y tomó la forma del recipiente. Su nombre, la bakelita. A lo largo de las tres primeras décadas de este siglo se van incorporando el resto de las matrices: las fenolicas, que fueron las primeras en desarrollarse industrialmente para aplicaciones de aislamiento, armamento y bisutería, las poliéster, las viniléster es y las epoxis.

Los materiales compuestos se desarrollan en paralelo con las matrices, ya que como hemos dicho las fibras ya eran conocidas y los ensimajes o tratamientos superficiales de las fibras para que tuvieran la adherencia necesaria para su combinación con las matrices no revistieron excesivas dificultades. Por lo tanto, los primeros materiales compuestos eran fibras de vidrio combinadas con matrices fenólicas y poliésteres para aplicaciones eléctricas, embarcaciones y placa ondulada.

Los primeros métodos de fabricación fueron los moldeados por contacto a mano. En 1930, se estaban fabricando mediante este método un numero elevado de estructuras donde los requerimientos mecánicos no eran elevados, pero había problemas de formas, peso o aislamiento eléctrico y por lo tanto, este tipo de materiales comenzada a ser una alternativa frente a los tradicionales, acero, hormigón, aluminio o madera.

La inyección con matrices termoestables data de 1940, como una variación de la inyección de materiales termoplásticos. En la década de los cincuenta aparecen las primeras máquinas con tornillo sinfín.

En 1951 aparecen las primeras patentes de métodos automatizados como la pultrusion. La producción arranca en 1956. Desde entonces ha ido en aumento la producción de perfileria para una larga lista de sectores productivos. Por primera vez, se disponía comercialmente de materiales compuestos estructurales ya que la fiabilidad de este proceso, así como la elevada resistencia del perfil lo hacia idóneo para aquellos casos donde no sólo era importante el peso o el aislamiento eléctrico sino también los requerimientos mecánicos.

En paralelo a la pultrusión aparecen otros procesos utilizados hoy en día como el SMC (sheet moulding compound), o preimpregnados de un compound compuesto por fibras de vidrio, resinas de poliéster y cargas que se conforman mediante prensa en caliente. Tras su aparición a principios de los años cincuenta, sus primeras aplicaciones se realizaron en el sector eléctrico. A comienzos de la década de los setenta, se comenzaron a utilizar en automoción.

También a mediados del siglo XX surge el enrollamiento filamentario y la mayoría de los procesos que tenemos hoy en día.

En los sesenta se comienzan a utilizar en Estados Unidos,fibras avanzadas: carbono, boro y aramida en la aviación militares. En ese momento, existían dos campos de materiales compuestos claramente diferenciados:

- El campo de la aeronáutica (elevadas prestaciones, costes muy altos y bajos consumos), donde se trabajaba fundamentalmente con carbono/epoxi y aramida/epoxi y se utilizaba casi exclusivamente el preimpregnado y el curado en autoclave.
- El campo de la gran difusión (prestaciones bajas, costes razonables y elevados consumos), con aplicaciones en el sector eléctrico, marina, transporte terrestre y construcción. Se utilizaba casi exclusivamente el vidrio/poliéster y como procesos el contacto a mano, la proyección simultánea, el enrollamiento continuo, la pultrusión y el SMC.

Hoy en día, en los albores del siglo XXI, el panorama de los materiales compuestos es muy diferente, ya que no hay diferencias entre los dos campos salvo en el tema de normativa y control de calidad. En lo que se refiere a materiales y procesos, han aparecido nuevas tecnologías que han llenado el espacio entre los campos aeronáutico y de gran difusión y han difuminado las diferencias que existían entre las dos áreas hace cuatro décadas.

En este sentido hay que citar las fibras de carbono de bajo coste, que hace que su consumo se haya extendido a todos los sectores industriales, la aparición de nuevos procesos como es el RTM, cuya aplicación esta completamente generalizada en los sectores aeronáuticos y no aeronáuticos, la disponibilidad comercial de materiales híbridos, la introducción de materiales preimpregnados de bajo coste y la aparición de procedimientos de curado alternativos al autoclave.

BASES DE DATOS

A lo largo del libro, se pueden encontrar información sobre propiedades de materiales compuestos, especialmente en los Capítulos 1, 2 y 3. En Internet se pueden encontrar numerosas *websites* que incluyen bases de datos de materiales compuestos:

•**MatWeb**
http://www.matls.com/search.htm
Es la base de datos más completa de Internet. Incluye 19450 sistemas de materiales.

•**Composite Materials Handbook (MIL-HDBK-17)**

http://mil%2D17.udel.edu/PMC/tocv1.htm
Colección de propiedades de materiales compuestos.

•**Composites Database**

http://composite.about.com/industry/composite/library/data/bldata.htm
Base de datos de materiales compuestos.

•**NASA Material Databases**

http://map1.msfc.nasa.gov/WWW%5FRoot/html/LISTS.HTML
Base de datos de materiales de NASA.

• **CenBASE/Materials on WWW**

http://www.centor.com/cbmat/index.html
Base de datos de materiales compuestos, plásticos, metales y materiales cerámicos.

•**IDES**

http://www.idesinc.com/Products%5F1.htm
Esta es una base de datos de materiales plásticos.

•**LDEF Material Database**
http://setas%2Dwww.larc.nasa.gov/LDEF/index.html
Se muestra una base de datos de materiales expuestos a experimentos de larga duración, su autor es NASA.

•**Materials Properties Handbooks Operation**

http://MPHO.www.ecn.purdue.edu/MPHO/CRDA%5FHandbooks/
Incluye una lista de propiedades de materiales llevada a cabo por Purdue University.

• **Polymers Selection Database**

http://nobelium.berkeley.edu/%7Elpruitt/me223/dbase.html
Se muestra una base de datos bastante completa de polímeros.

MARCAS COMERCIALES QUE SUMINISTRAN BASES DE DATOS DE SUS PRODUCTOS EN INTERNET

- **3M Metal Matrix Composites**
- **Across Carbon/Carbon Composites**
- **Alyn Corporation**
- **Atlantic Research Corporation**
- **Carbon Fiber Data Sheet**
- **Cellobond**
- **Ceramics Process Systems Corp.**
- **Endura Plastics Material Selectors**
- **GE Select**
- **Grafil**
- **Hexcel Carbon Fibers**
- **Matroc Ceramic Materials**
- **Metal Matrix Cast Composites**
- **Owens Corning Material Comparisons**
- **Plastics USA Plastics Properties**
- **TEXTRON Systems - Boron**
- **TEXTRON Systems - Carbon**
- **Toray Carbon Fibers**
- **Toray Carbon Prepregs**
- **Toyobo PBO Zylon Fibers**
- **Tricel Honeycomb**

CAPITULO I

MATERIAS PRIMAS

1.1 FIBRAS

Un material compuesto presenta dos elementos principales: fibra y matriz. La combinación adecuada de estos componentes origina unos materiales con mejores propiedades que las partes que los componen por separado. Además de fibra y matriz existen otros tipos de componentes como cargas y aditivos que dotan a los materiales compuestos de características peculiares para cada tipo de fabricación y aplicación.

En este capítulo se van a tratar las materias primas anteriormente citadas que componen los materiales compuestos. Se presentarán las principales propiedades de estas materias primas y se profundizará en los sistemas de material compuesto más usuales [1-14].

Tabla 1.1.1 Materias primas que componen un material compuesto [15]

FIBRAS	**Fibras Cerámicas** (Carburo de Silicio, Alúmina)
	Fibras Metálicas
	Fibras Inorgánicas (Carbono, Vidrio, Boro)
	Fibras Orgánicas (Aramida, Polietileno)
MATRICES	**Matrices Inorgánicas** (Cemento, Geopolímeros, Yeso)
	Matrices Termoestables (Epoxi, Viniléster, Poliéster, Fenólica, Esteres cianato, Bismaleimidas, Poliimidas, Polieteramida)
	Matrices Termoplásticas (ABS, Polipropileno, Policarbonato, Acetato, PBT, Polieterimida, PET, Nilon, Poliamida, PEEK, PEKK, PAI, PAS)
NÚCLEOS	**Nidos de Abeja** (Aluminio, Nomex, Polipropileno)
	Espumas (Poliuretano, Poliestireno, PVC)
	Sandwich Tejido 3D, Madera de Balsa
ADHESIVOS	Epoxi, Poliuretano, Acrílicos
RECUBRIMIENTOS	Cerámicos, Fenólicos, Epoxi + Arena, Intumescentes, Mats

La fibra es el componente de refuerzo del material compuesto. Aporta resistencia mecánica, rigidez y dureza y va a ser determinante para obtener las principales propiedades mecánicas. Las características más sobresalientes de las fibras de los materiales compuestos son su resistencia a la tracción específica y su elevado módulo específico.

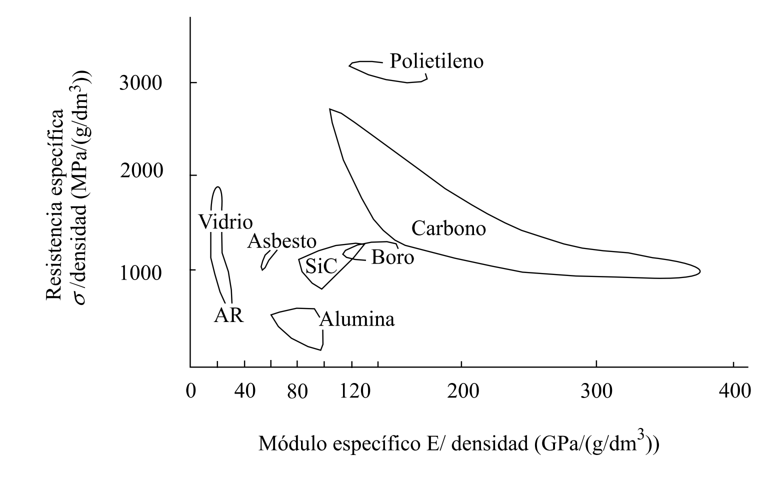


Figura 1.1.1 Comparación de las características específicas de diferentes fibras.

Los tipos de fibras de refuerzo se pueden clasificar según su origen. Las fibras pueden ser de origen mineral y de origen orgánico, según se aprecia en la tabla 1.1.2.

Tabla 1.1.2 Clasificación de fibras en función de su origen [2]

FIBRAS DE ORIGEN MINERAL	Fibras Cerámicas (Carburo de Silicio, Aramida)
	Fibras Metálicas
	Fibras de origen inorgánico (Carbono, Vidrio, Boro)
FIBRAS DE ORIGEN ORGÁNICO	Aramida, Polietileno

A continuación se va a explicar cada uno de los tipos de fibras, sus propiedades particulares y aplicaciones más usuales.

Las fibras de refuerzo utilizadas en los materiales compuestos modernos se pueden clasificar de forma general en tres categorías: 1. Fibras de Carbono, 2. Fibras Inorgánicas y 3. Fibras poliméricas. Estas fibras se pueden presentar en forma continua o como fibra cortada. Los llamados *whiskers* o pelos se utilizan también en los materiales compuestos como elementos de refuerzo. Existen otros tipos de fibras especiales que se utilizan en los materiales compuestos como, por ejemplo las fibras ópticas, las cuales se utilizan para aplicaciones donde es necesario un control del daño o del propio curado.

Tabla 1.1.3 Propiedades de varias fibras

Fibra	Módulo (GPa)	Resist. tración (GPa)	Densidad (g/cm³)	Resist. Compr. (GPa)	Resistiv. eléctric (μΩ·m)	Módulo torsión (GPa)	Deform. rotura (%)
Fibras orgánicas							
PBO	200-360	3,5-5,7	1,58	0,2		1,0	1 - 2
Kevlar 29	65	2,8	1,44	0,4		1,9	4,0
Kevlar 49	125	3,5	1,44	0,4		1,4	2,3
Kevlar 149	185	3,4	1,47	0,4		1,1	
Nomex	10	0,5	1,38				22
Spectra 900	117	2,6	0,97				
Spectra 1000	170	3,0	0,97	0,17		0,8	2
Vectran HS	65	2,8	1,41			0,6	3,3
Vectran M	53	1,1	1,4				2,0
PBI	55-100	3,0	1,4				30
Fibras inorgánicas							
Vidrio E	75	3,5	2,58	>0,8	10^3	28	4
Vidrio S	90	4,5	2,46	>1,1			
Boro	415	3,5	2,5-2,6	5,9	8,3	139	
Nicalon	200	2,8	2,8	3,1	10^7		
Nextel 440 (Al_2O_3, B_2O_3, SiO_2)	186	2,1	3,05				
SiC (CVD)	400	3,45	3,0				
Al_2O_3 (FP)	350-380	1,7	3,7	6,9		122	
Asbesto	169	3,1	2,5	2,5			
Fibras de carbono a partir de alquitrán							
Amoco P-25	160	1,4	1,9	1,15	13,0		0,9
Amoco P-100	725	2,2	2,15	0,48	3,0	4,7	0,32
Nippon NT-20	200	2,8					
Nippon NT-60	595	3,0					
Fibras de carbono a partir de PAN							
T-300	235	3,2	1,76	2,88	15	15	1,4
T-1000	295	7,1	1,82	2,76	14		2,4
GY - 70	520	1,8	1,96	1,06	6,5		0,36
AS4	235	3,6	1,80	2,69	15	17	1,6
M60J	585	3,8	1,90	1,67	8		0,7
Alambres metálicos							
Acero Inox. (diam. 50-250 μm)	198	1,0-1,4	8				
Tungsteno (diam. <25 μm)	360	5,5	19,3				
Berilio	300	1,8	1,85				
Fibras textiles							
Poliester (PET)	3-10	0,4-0,8	1,39				
Nylon 66	1-5	0,3-0,8	1,14				

1.1.1 Fibra de carbono

Las fibras de carbono fueron utilizadas por Edison en el siglo XIX como filamentos para bombillas. La investigación que dio como resultado el uso de las fibras de carbono en los materiales compuestos modernos, se atribuye a los trabajos de pricipios de los años sesenta de Shindo en Japón, Watt en Inglaterra y Bacon y Singer en los Estados Unidos. Aunque se ha investigado una gran cantidad de materiales como precursores de la fibra de carbono, el poliacrilonotrilo (PAN), una mesofase del alquitrán y la celulosa (en orden decreciente de uso actual), son los tres precursores que actualmente se utilizan para fabricar las fibras de carbono. Las fibras que están basadas en el PAN tienen diámetros que oscilan entre las 5 y 7 µm, y aquellas cuyo precursor es el alquitrán están entre las 10 y 12 µm.

El poliacrilonitrilo es el precursor más común utilizado actualmente para obtener fibras de carbono, y generalmente no es PAN al 100%. Normalmente, es un copolímero que contiene metil acrilato, metil metacrilato, vinil acetato, ácido itacónico, o cloruro de vinilo. El PAN (o su copolímero) es hilado utilizando la técnica de hilado húmedo (la técnica de hilado fundido se ha desarrollado también para el hilado del PAN).

Las fibras se estabilizan en el aire a temperaturas de 200 a 300ºC mientras están siendo alargadas para inducirles la orientación molecular requerida para alcanzar un alto módulo. Entonces, las fibras estabilizadas son carbonizadas a temperaturas superiores a los 1.000ºC en nitrógeno. Se puede utilizar un tratamiento térmico con temperaturas hasta los 3.000ºC para obtener módulos mucho mas elevados. El módulo axial de la fibra se incrementa con el tratamiento térmico de temperatura. Los tratamientos térmicos con temperaturas superiores a los 2.000ºC se llevan a cabo en una atmósfera inerte.

Las fibras de carbono también se pueden preparar mediante la t écnica de deposición química de vapor (CVD). En la figura 1.1.2 se muestra un esquema de la conversión de la mesofase de alquitrán y la del PAN en fibra de carbono. La mesofase líquida cristalina de alquitrán se utiliza para obtener fibras de carbono de alto módulo. Petróleo, carbón mineral, y poli(cloruro de vinilo) son las fuentes comunes del alquitrán utilizado para obtener las fibras de carbono.

La fibra de carbono es un material excepcional para aplicaciones de estructuras sometidas a cargas repetitivas o fatiga ya que es el único material conocido cuyas propiedades mecánicas apenas son sensibles a la aplicación de una carga cíclica. También en lo que se refiere a su comportamiento en condiciones estáticas, sus propiedades son muy elevadas tanto en las fibras de alto módulo como en las de alta resistencia.

Su densidad es baja (1.6 kg/dm^3), lo cual implica que sus propiedades mecánicas específicas o por unidad de peso sean excepcionalmente elevadas.

Su coste, más elevado que el de las fibras de vidrio, está bajando drásticamente, debido al aumento de la demanda, al ser aplicado en numerosos sectores productivos además del aerospacial: deporte, transporte terrestre, marina, etc. Su incorporación junto con fibras de vidrio o aramida (materiales híbridos) presenta unas grandes expectativas, al presentar las tres fibras propiedades complementarias.

Entre las fibras de carbono de bajo coste de uso actual se pueden citar las siguientes: Fortafil 510-80K, Toray S 400-70K, Zoltek Panex 33-48K, Graphi 34-48K, Toray T700-24K, Toray T600-24K, Tenax HTS 5631-24K y Tenax STS 5631-24K. Como se aprecia en la nomenclatura de estas fibras, las mechas están compuestas por un número muy elevado de filamentos, desde 24 000 hasta 80 000, valores muy superiores a las mechas estándar que suelen tener entre 5 000 y 12 000. Este es el motivo del bajo coste.

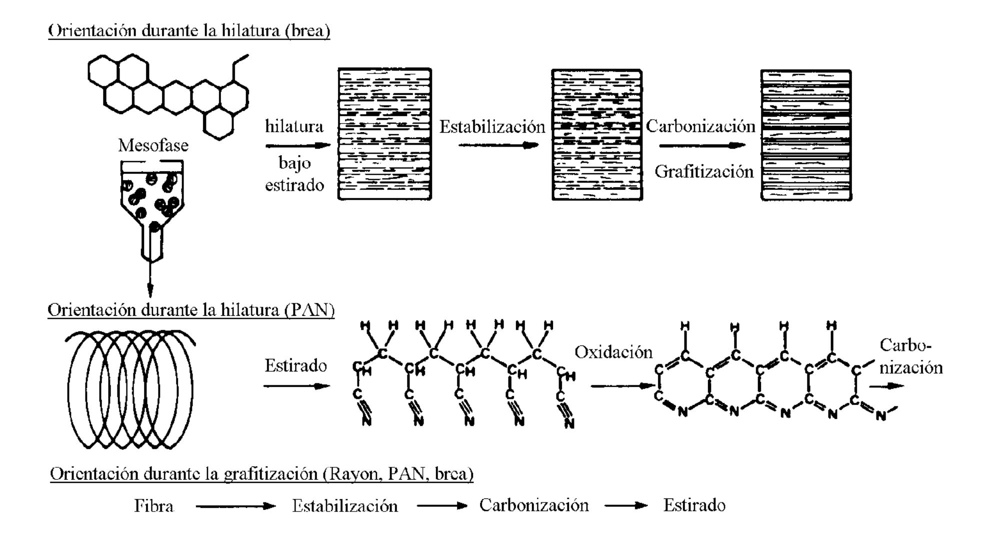


Figura 1.1.2 Diagrama de los esquemas de carbonización para las mesofases de alquitrán y PAN

Las fibras de carbono que tienen un módulo relativamente bajo (<70 GPa) y una baja resistencia a tracción (<1GPa), también son producidas a partir de alquitrán isótropo. Estas fibras de bajo módulo se pueden transformar en fibras de alto módulo mediante tracción de grafitización. Sin embargo, este método de fabricar fibras de carbono de alto módulo es bastante costoso.

En las fibras de carbono altamente orientadas de alto módulo la estructura es grafítica, mientras que las fibras de bajo módulo obtenidas a partir de alquitrán y las fibras de módulo intermedio obtenidas de rayón y de PAN tienen estructuras de grafito turboestrático. En el esquema de la figura 1.1.2 se puede observar la estructura supermolecular de una fibra de carbono de módulo intermedio. El coeficiente de expansión témica (CTE) de las fibras de carbono posee una significante variación no lineal con la temperatura. La conductividad térmica aumenta con el aumento de la perfección del cristal. Poseen una estabilidad relativamente baja a la termo-oxidación, pues el análisis termogravimétrico de las fibras de carbono en aire da el comienzo de degradación entre los 500 y 700ºC.

Los recubrimientos resistentes a la oxidación tales como el óxido de boro o el carburo de silicio se pueden aplicar sobre la superficie de la fibra de carbono si se desea una estabilidad más elevada a la termo-oxidación. En atmósfera inerte o en nitrógeno, las fibras de carbono pueden soportar temperaturas mucho más elevadas. Pueden ser intercaladas con halógenos y con algunos metales álcalis como el Na, K, y Cs, para inducirle algún tipo de propiedad a las fibras como la conductividad eléctrica.

Para realizar modificaciones en la superficie de las fibras de carbono, se pueden utilizar tratamientos de plasma, tratamiento oxidativo en aire u oxígeno y tratamiento en ácido nítrico. Las fibras de carbono también han sido encoladas con polímeros orgánicos como el polidivinilbenceno, poliamida, poliimida y organosiliconas. La técnica de implantación de un ión también se puede realizar con las fibras de carbono para modificar su superficie. Algunas de las características más representativas de las fibras de carbono son

la elevada resistencia específica y rigidez, bajo coeficiente de expansión térmica y baja abrasión, inercia biológica y química, permeabilidad a los rayos X y a las ondas electomagnéticas, resistencia a la fatiga, autolubricación, elevada amortiguación, elevada resistencia a la corrosión y alta conductividad eléctrica.

Las fibras de carbono son anisótropas, y la anisotropía de las fibras se incrementa al aumentar el módulo axial. La estructura de las fibras de carbono de alto módulo obtenidas a partir de alquitrán es altamente grafítica (ordenamiento en forma de láminas), mientras que el ordenamiento en forma de láminas no se observa en las fibras de carbono obtenidas a partir de PAN o rayón. Las fibras e carbono de módulo muy elevado (>800 GPa), se obtienen a partir de la mesofase del alquitrán.

1.1.1.1 Tipos de fibra de carbono

A partir de las temperaturas del tratamiento de calentamiento, se han identificado tres tipos diferentes de fibra de carbono:

- La fibra de carbono de alto módulo (**HM**) es la más rígida y requiere la mayor temperatura en el tratamiento.

- La fibra de carbono de alta resistencia (**HR**) es la más fuerte y se carboniza a la temperatura que proporciona la mayor resistencia tensil.

- El último tipo de fibra de carbono (**III**) es la más barata; la rigidez es menor que en las anteriores pero la asistencia es buena. Este tipo tiene la temperatura más baja en el tratamiento.

1.1.1.2 Propiedades de la fibra de carbono

Se distinguen por sus características específicas elevadas. Las fibras HM tienen un módulo específico 70 veces superior al de las aleaciones de aluminio.

Tabla 1.1.4 Propiedades de diferentes fibras de carbono provenientes de PAN [4]

Designación	Alta resistencia (HR)	Alto módulo (HM)	III
Diámetro de hilo (μm)	8	7	7-8
Densidad (Kg/m^3)	1740-1760	1810-1870	1820
Módulo de elasticidad (GPa)	230	390	290
Resistencia a tracción (GPa)	2,6-5	2,1-2,7	3,1
Elongación a la rotura (%)	2	0,7	1,1
Módulo específico	130	210	160
Coeficiente expansión térmica (10^{-6}/ºC)	2,56	2,56	2,56

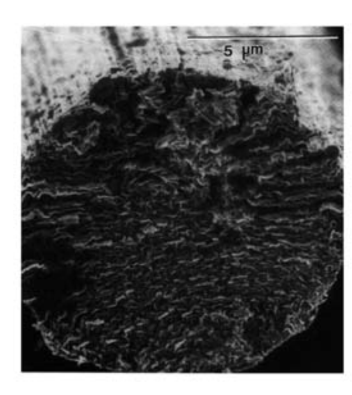
- Tienen un coeficiente de dilatación muy bajo, lo que permite una gran estabilidad dimensional a las estructuras y una conductividad térmica elevadas.
- Alta rigidez específica y gran resistencia.
- Tiene una resistencia a la fatiga asombrosa, la más elevada hasta ahora conocida.
- Su resistencia al roce es muy baja, lo que condiciona su manipulación.
- No presenta plasticidad, el límite de rotura coincide con el límite elástico
- Tienen los inconvenientes del coste, la baja resistencia al impacto de baja energía y las diferencias de potencial que engendran al contacto con los metales, que pueden favorecer corrosiones de tipo galvánico

1.1.1.3 Fabricación de la fibra de carbono

Las fibras de carbono se fabrican mediante pirólisis controlada y ciclización de precursores de cierta fibra orgánica, el más común de los cuales es el precursor poliacrilonitrilo (*PAN*) y el alquitrán; el primero es una fibra sintética y el segundo se obtiene de la destilación destructiva del carbón. Existe otro precursor de fibra de carbono que se deriva de materiales provenientes de la celulosa, el rayón.

Precursores de Rayón, como se ha comentado se derivan de materiales provenientes de la celulosa. Actualmente apenas se utilizan, debido a que en el proceso de fabricación, al llegar a la carbonización, se pierde un 75% de la masa de fibra y resulta un proceso mucho más caro que el resto.

Precursores del alquitrán, basados en MPP, en brea o en cloruro de polivinilo (PVC). Las fibras de carbono que derivan de estos precursores son relativamente más baratas ya que tienen una transformación más efectiva que los anteriores precursores.



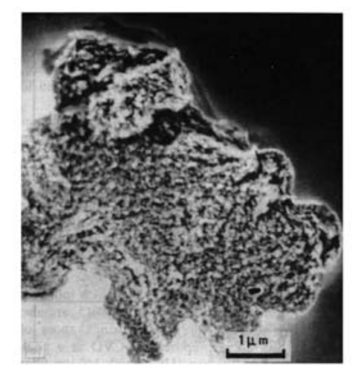
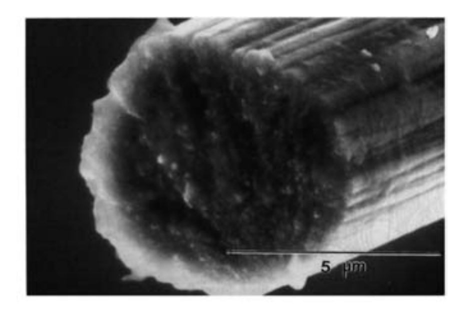


Figura 1.1.3 Fibra de carbono proveniente de precursor del alquitrán [1,2]

Precursores PAN, ya se ha dicho que son la base para la mayoría de las fibras de carbono comerciales en la actualidad. La conversión en fibra de carbono al final del proceso de transformación, está entre el 50 y el 55%.

Cada tipo de precursor tiene su técnica de procesado pero en general todos siguen una misma secuencia, tomando como base un proceso de fabricación cuyo precursor es el PAN, se pueden distinguir las siguientes etapas: estabilización, carbonización, grafitización y tratamiento de superficie.



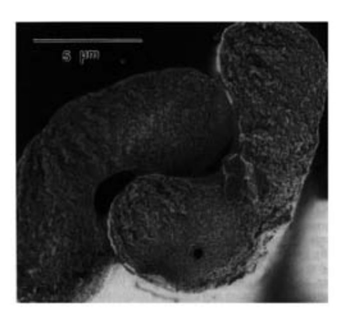


Figura 1.1.4 Fibra de carbono proveniente de precursor PAN [10,15]

A) Estabilización. En el primer paso de la fabricación de la fibra de PAN (estabilización), un filamento de copolímero de poliacrilonitrilo (PAN) es estirado y pasado a través de un horno de oxidación a baja temperatura para adquirir estabilidad dimensional. Este paso suele denominarse infusible.

B) Carbonización. En el siguiente paso de carbonización la estructura interna del polímero se convierte a una alta temperatura más alta (800ºC bajo una atmosfera inerte) en lazos de anillos hexagonales de carbono continuo. Durante el período de calentamiento, muchos elementos diferentes del carbono desaparecen y los cristales de carbono se orientan a lo largo de toda la longitud de la misma.

C) Grafitización. En el siguiente tratamiento de calentamiento a más altas temperaturas por encima de 2000ºC (grafitización), el tamaño de los cristales de carbono aumenta y mejora la orientación de los cristales de la fibra.

D) Tratamiento de superficie. Finalmente, la fibra pasa a través de una cámara de tratamiento de superficie para promover la adhesión de la fibra.

Otros pasos serían el acabado y el empaquetado, en función de la presentación industrial, para facilitar el manejo de la fibra.

Los pasos de procesamiento para la fibra de precursor de alquitrán son similares, salvo en el paso inicial, en el que la fibra se derrite a partir de alquitrán procesado isótropo o anisótropo. El tamaño y orientación de los cristales, la porosidad de la fibra y su impureza son los principales factores que afectan a las propiedades físicas finales del filamento.

Los filamentos de fibra de carbono tienen un diámetro típico que oscila entre 5 y 8 μm y están combinados en mechas que contienen 5.000 y 12.000 filamentos. Estas mechas pueden retorcerse en hilos y formar tejidos parecidos a los de la fibra de vidrio. También se encuentran en el mercado tejidos híbridos conteniendo fibras de vidrio y carbono.

Cuando el tratamiento de calentamiento para la fibra de carbono aumenta, el módulo de elasticidad crece exponencialmente a lo largo de todo el rango de temperatura; el motivo para ésto es que la cristalinidad de la fibra aumenta hasta un valor máximo hacia los 1.600ºC y entonces cae hasta un valor constante, mientras la temperatura sube hasta el valor más alto utilizado.

1.1.1.4 Presentaciones industriales de la fibra de carbono

Son disponibles en diversas presentaciones:

Mechas, (500 - 100.000 filamentos) y **Roving**.

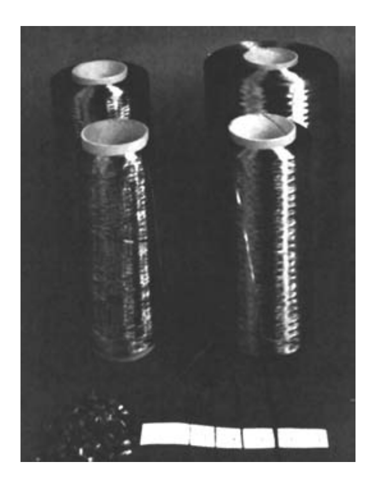


Figura 1.1.5 Roving de carbono [15]

Tejidos, (unidireccionales o multidireccionales).

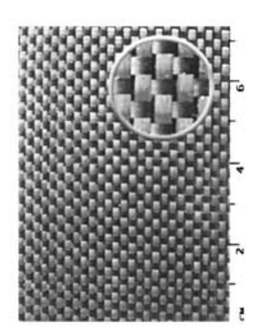




Figura 1.1.6 Tejidos de carbono con diferentes ppi (punzadas por 'inch'), y por tanto diferente tamaño de mecha [15]

Tejidos híbridos, (vidrio-carbono, aramida-carbono).

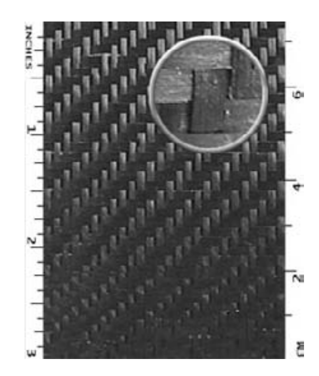


Figura 1.1.7 Tejido de carbono híbrido carbono-aramida[14]

Preimpregnados con resina epoxi.

1.1.1.5 Condiciones de almacenamiento

Las fibras de carbono son poco resistentes al roce y al impacto de baja energía, y en función de su presentación, a la temperatura. Es recomendable tener mucha precaución en su manejo.

En el caso de un preimpregnado deberá guardarse en una cámara frigorífica, de forma que sus propiedades no se alteren por un aumento de temperatura. Para los tejidos e hilos es válido lo señalado previamente para las condiciones de almacenamiento de la fibra de vidrio.

1.1.2 Fibras orgánicas

Las fibras orgánicas de altas prestaciones se pueden clasificar en tres categorías: 1. Fibras de polímeros de líquido liotrópico cristalino (por ejemplo fibras de poliparafenileno tereftalamida-*PPTA*-o aramidas) 2.Fibras de cadenas de polímeros flexibles alargadas (por ejemplo fibras de polietileno de cadena alargada de alto peso molecular) y 3. Fibras de polímeros de líquido termotrópico cristalino (por ejemplo copolímeros de ácidos naftoico y benzoico). Las fibras orgánicas típicas tienen un diámetro típico entre 10-20 µm.

El desarrollo importante en las fibras de aramida tiene lugar en los años sesenta y a principios de los setenta. La fibra PPTA es hilada a partir de una solución de liquido cristalino utilizando una técnica de hilado por humidificación de un hilo seco (figura 1.1.8), en donde se utiliza ácido sulfúrico como disolvente y agua fría como coagulante. La fibra coagulada se lava, se seca y se trata térmicamente.

De la estructura supermolecular de la aramida se puede concluir que posee cristales orientados radialmente, basándose principalmente en las observaciones por microscopio electrónico de las secciones de varias capas. La fibra también se caracteriza por tener una estructura plegada a lo largo del eje de la fibra, siendo el ángulo entre los plegados de 170º resultando la totalidad de la estructura fibrilar.

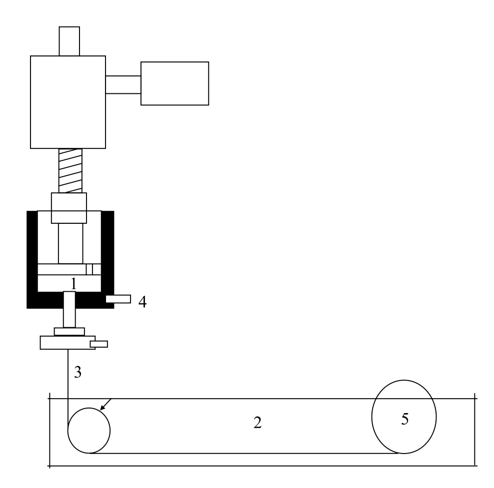


Figura 1.1.8 Diagrama esquemático en escala de laboratorio de la unidad de hilado por humidificación de hilo seco. (1) Solución de polímero; (2) Coagulante; (3) Fibra; (4) Monitorización de presión y temperatura; (5) Tambor de estirado

El término “aramida” fue adoptado por la Comisión de Comercio Federal de los Estados Unidos en 1974, para designar a aquellas fibras en las que al menos el 85% de los enlaces -NHCO- están adheridos a los dos anillos aromáticos. Las aramidas poseen una alta resistencia a la ionización por radiación. Sin embargo una prolongada exposición a la luz y la radiación ultravioleta tiene por efecto un detrimento de sus propiedades mecánicas.

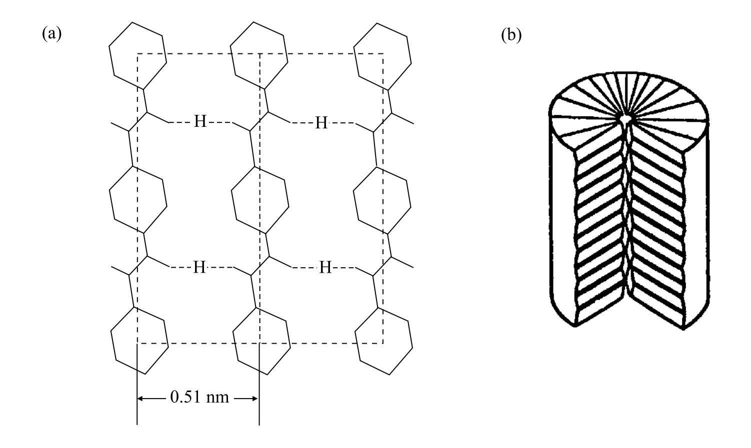


Figura 1.1.9. (a) Enlaces covalentes (a lo largo el eje de las fibras) y enlaces de hidrógeno (perpendicular al eje de las fibras) del poli(parafenileno tereftalamida). (b) Esquema de la superestructura molecular de la aramida donde se pueden ver los plegamientos de las láminas ordenadas radialmente y axialmente

Las aramidas tienen una alta resistencia al impacto y a la corrosión y son extremadamente resistentes al ataque químico exceptuando ácidos fuertes y bases a altas concentraciones. La fibra de aramida está disponible a través de Akzo bajo el nombre comercial de Twaron, a través de Dupont con el nombre comercial de Kevlar y a través de Teijin bajo el nombre de comercial de Technora. La fibra de aramida, poli(m-fenileno isoftalamida), está disponible a través del nombre comercial Nomex y es predominantemente utilizada en recubrimientos de protección contra el fuego. La aramida se degrada a la temperatura de 480º en nitrógeno y alrededor de los 380ºC en aire. No se funde bajo sus temperaturas de degradación. Para minimizar el problema de la fotodegradación, los materiales compuestos de fibra de aramida se pueden recubrir por algún material absorbente de luz. Los enlaces de hidrógeno en las aramidas y la estructura supermolecular de la aramida se pueden ver en la figura 1.1.9. La fibra de aramida muestra una estructura radial con plegamientos axiales. Las unidades químicas repetitivas de varias fibras poliméricas de altas prestaciones se muestran en la figura 1.1.10.

PBO

PBZT

PE

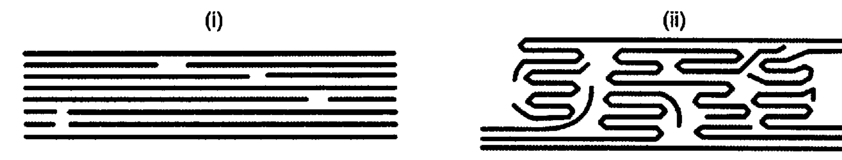
KEVLAR

VECTRAN

Figura 1.1.10 Unidades químicas repetitivas de varios polímeros

Las fibras de polietileno de cadena alargada se pueden obtener por (1) extrusión en estado sólido, y (2) por hilado de una solución de polietileno de alto peso molecular. Las fibras de alto módulo obtenidas a partir de la extrusión en estado sólido, están actualmente limitadas en su resistencia a tracción, por lo que no están disponibles comercialmente. En el hilado de una solución o gel, típicamente de 2 a 5% de contenido en peso de una solución de polietileno de alto peso molecular (generalmente de 3×10^6 a 7×10^6 g/mol) en decalin (se utilizan también otros solventes), se extruye a una temperatura de 130 a 150ºC en un baño que contiene agua fría. Esta fibra forma un gel y contiene hasta un 98% de solvente. La fibra se seca

en vacío y entonces se lleva a un estirado en el rango de temperaturas de 100 a 135ºC. La fase separada de secado a veces se omite, pues la evaporación del solvente tiene lugar durante el estirado en caliente. Las relaciones típicas de estirado que se utilizan van de 30 a 100. El módulo y la resistencia a tracción se incrementan con la relación de estirado. Las fibras de polietileno a partir del hilado de gel llegaron a estar comercialmente disponibles durante la mitad de los años ochenta bajo los nombres comerciales de Dyneema (de DSM, Holanda), Spectra (de Allied Signal, USA) y Tekmilon (de Mutsui, Japón). La morfología de las fibras de polietileno de cadena alargada se compara con la del hilo de polietileno convencional fundido (figura 1.1.11). Este tipo de fibras presentan una significante fluencia (figura 1.1.12), y sus propiedades a tracción muestran una significante dependencia del grado de deformación.



- Peso molecular muy alto
- Grado de orientación muy alto
- Mínimo plegado de cadena

- Peso molecular relativamente bajo
- Orientación moderada
- Regiones cristalinas por plegado de la cadena

Figura 1.1.11 Morfología de la fibra de polietileno. (i) Fibra de polietileno de cadena alargada; (ii) fibra de polietileno convencional hilado fundido

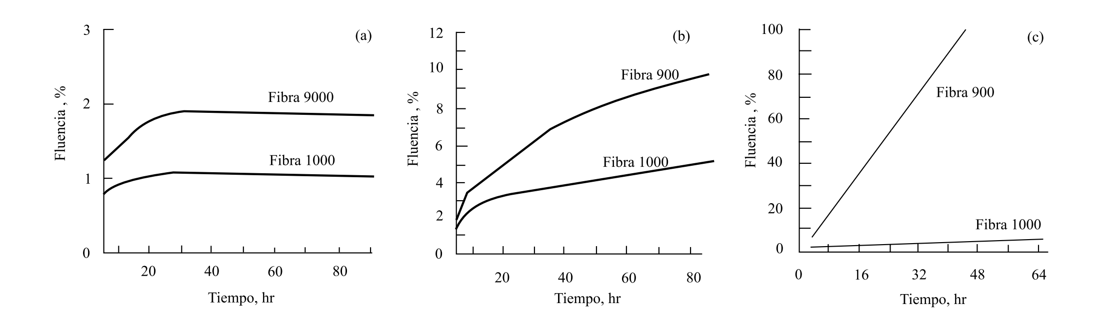


Figura 1.1.12 Comportamiento a fluencia del Spectra 900 y 1000. (a) Fluencia a temperatura ambiente al 10% de la carga de rotura; (b) Fluencia a temperatura ambiente al 30% de la carga de rotura; (c) Fluencia a 71ºC al 10% de la carga de rotura

En la categoría de las fibras poliméricas rígidas, las de poli(parafenileno benzobisoxazol) (PBO), ha recibido gran atención, aunque la mayoría del trabajo reciente se ha realizado sobre las de poli(parafenileno benzobistiazol) (PBZT). Esta fibras son hiladas utilizando la técnica de hilado por humidificación de un hilo seco a partir de una solución de liquido cristalino liotrópico (normalmente a 100ºC) en ácido fosfórico, y se utiliza como coagulante, agua a temperatura ambiente. Las fibras son lavadas, secadas y tratadas térmicamente bajo una tensión a 500 - 700ºC desde unos pocos segundos a varios minutos en atmósfera de nitrógeno. Las fibras de PBO y PBZT están altamente ordenadas y poseen la estabilidad térmica y módulo a tracción más elevados de cualquier fibra polimérica conocida. La fibra de PBO tiene una

temperatura de degradación de más de 600ºC en el aire y de mas de 700ºC en atmósfera inerte. La transición vítrea o temperatura de fundido no se ha observado por debajo de las temperaturas de degradación. Su resistencia al ambiente, a los agentes químicos y a la radiación son también excelentes. Estas fibras se desarrollaron como resultado de una investigación básica llevada a cabo por el Laboratorio de Materiales de las Fuerzas Aéreas (Dayton, OH) en los años 1970 y en los años 1980, con desarrollos significantes de SRI y Dow Chemical Co.

La rotura a tracción y el pelado de una sección de la fibra de PBO se muestran en las figuras 1.1.13 y 1.1.14 respectivamente. Ambas fotografías muestran la fibrilación.



Figura 1.1.13 Microfotografía del escaner electrónico de una fibra fracturada a tracción de PBO

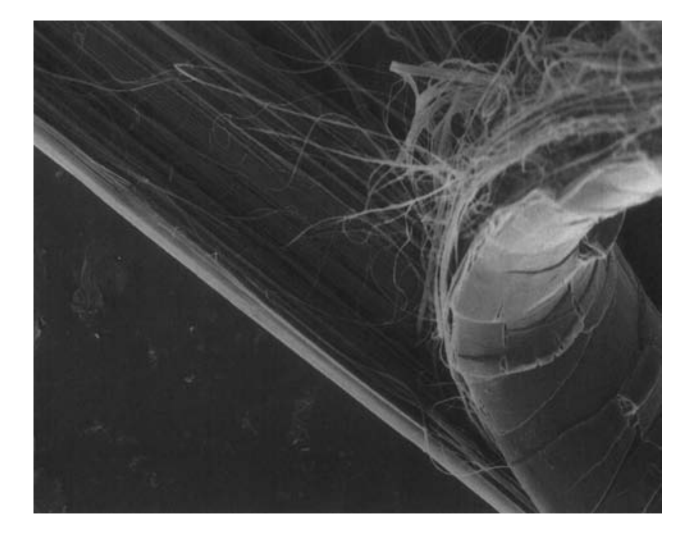


Figura 1.1.14 Microfotografía del escaner electrónico del pelado de una fibra de PBO

Las fibras de los copoliésteres termotrópicos (por ejemplo, Vectran® y Xydar®), no estuvieron disponibles comercialmente hasta 1985. Estas fibras se hilan utilizando un hilado fundido, con la temperatura establecida entre el punto de fundición cristalina y la temperatura de transición de líquido cristalino a estructura amorfa.

1.1.2.1 Fibra de aramida

Son fibras de origen orgánico y sintético, se obtienen por hilado de poliamidas aromáticas del tipo politereftalato de polifenilendiamina.

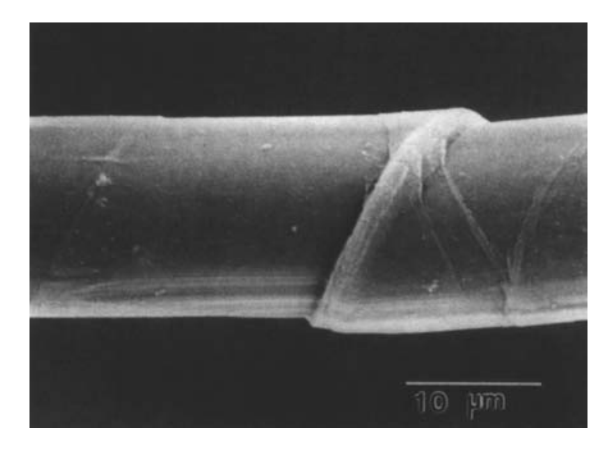


Figura 1.1.15 Fibra de aramida [15]

El grupo de fibras de aramida es un grupo relativamente nuevo y potencialmente importante de fibras basado en la alta resistencia y rigidez que es posible obtener en polímeros completamente alineados. Son poliamidas con radicales aromáticos, unidos los radicales de bencilo, resultando unas fibras mucho más resistentes, térmica y mecánicamente.

La aramida es una poliamida aromática llamada poliparafenilenotereftalamida con una estructura química perfectamente regular cuyos anillos aromáticos dan como resultado las moléculas del polímero con las propiedades de una cadena razonablemente rígida. Las fibras se fabrican por procesos de extrusión e hilado.

1.1.2.1.1 Tipos de fibra de aramida

Según el procedimiento de fabricación, se distinguen dos tipos de fibras de aramida en función de su rigidez:

- Fibras de bajo módulo (E = 70 GPa)
- Fibras de alto módulo (E = 130 GPa)

Los materiales compuestos de fibra de aramida se consideran de altas prestaciones, ya que sus características mecánicas son muy elevadas, especialmente la resistencia al impacto. Su punto débil es la resistencia a la compresión.

Las cuatro principales fibras de aramida comercializadas por Dupont son: *Kevlar RI®*, *Kevlar 29®*, *Kevlar 49®* y *Nomex®*. El Kevlar RI® se aplica par el cordaje de refuerzo de neumáticos, el Kevlar 29® se utiliza para vestidos, paracaídas, cuerdas y cables y tiene una alta resistencia y un módulo elástico intermedio. El Kevlar 49® tiene un módulo elástico superior pero la misma resistencia que el Kevlar 29® y es la fibra preferida para los materiales compuestos de elevadas prestaciones.

1.1.2.1.2 Propiedades de la fibra de aramida

- Presentan una **elevada resistencia específica a la tracción**, debido a su alto grado de cristalinidad, las cadenas moleculares son alineadas y hechas rígidas mediante anillos aromáticos con uniones de hidrógeno. Es 5 veces más resistente que el acero
- Buena **estabilidad mecánica** en el rango térmico -30ºC/200ºC. Es recomendable trabajar con este tipo de fibra en el rango térmico de estabilidad
- **Alto módulo de elasticidad** y una baja elongación a la rotura
- Presenta **gran tenacidad**, no son frágiles, tienen alta **resistencia al impacto** y alta capacidad de **absorción de energía**



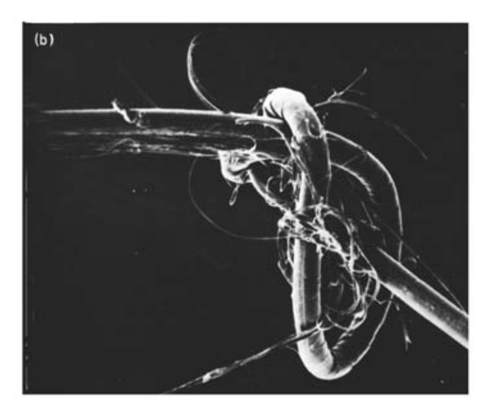
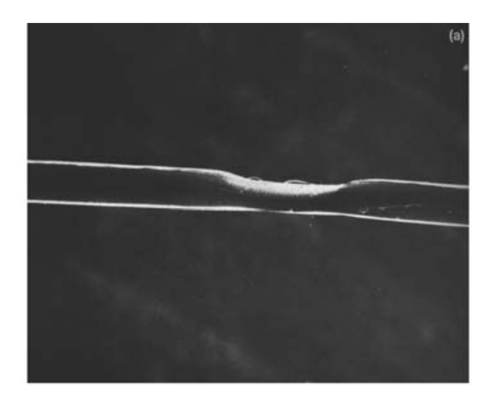


Figura 1.1.16 Deformación impuesta a una fibra de aramida(a), rotura (b) [15]



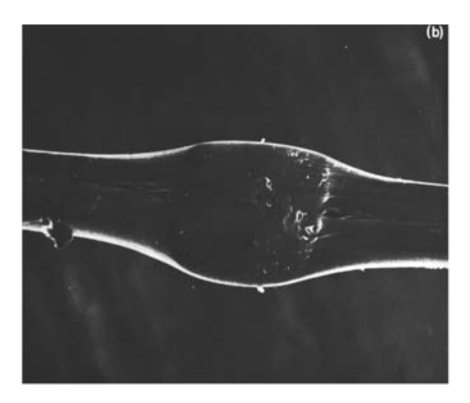


Figura 1.1.17 Aplastamiento impuesto a una fibra de Kevlar (a), rotura (b) [15]

- Es **químicamente** bastante **estable**, aunque es susceptible de ser atacada por ácidos fuertes. Son resistentes a la llama y autoextinguibles
- Presenta una **baja resistencia a compresión y flexión**, a diferencia del resto de las fibras que tienen valores similares para la resistencia a la tracción y a compresión
- En el rango de temperaturas de estabilidad mecánica, la existencia de **humedad** puede provocar **pérdidas** de resistencia de un **10%**
- Tienen baja adherencia a determinadas matrices, como es el caso de las termoplásticas

1.1.2.1.3 Fabricación de la fibra de aramida

Para el caso de fibra continua, la fibra de aramida se fabrica normalmente mediante un proceso de extrusión e hilado.

Una solución del polímero se disuelve en un solvente adecuado a una temperatura entre –50ºC y –80ºC y es sometida a extrusión en un cilindro caliente que está a 200ºC; esto provoca la evaporación del solvente y la fibra resultante es enrollada en una bobina. La fibra es sometida entonces a un proceso de estiramiento para aumentar sus propiedades de resistencia y rigidez.

Las propiedades de la fibra pueden ser modificadas añadiendo aditivos al solvente, variando las condiciones del hilado o utilizando tratamientos térmicos después del hilado.

Tabla 1.1.5 Propiedades del Kevlar® 29 y Kevlar® 49 [11]

Designación	Kevlar® 29	Kevlar® 49
Diámetro de hilo (μm)	12	12
Densidad (Kg/m^3)	1440	1450
Módulo de elasticidad (GPa)	60	128
Resistencia a tracción (GPa)	1,92	2,94-3,6
Módulo específico	41	88

1.1.2.1.4 Presentaciones industriales de la fibra de aramida

Fibra continua

Disponible en **mechas** de filamentos continuos. Estos filamentos pueden obtenerse igualmente sin acabado y ser procesados mediante diferentes operaciones textiles debido a su poca fragilidad y relativa alta flexibilidad. Los **rovings** y mechas se utilizan en enrollamiento filamentario, cintas de preimpregnado y procesos de pultrusión. Los **tejidos**, son la principal forma utilizada en materiales compuestos con fibra de aramida.

Fibra discontinua

La utilización de aramida en formas de fibra corta o discontinua está creciendo en los últimos tiempos. Una de las razones es que su inherente tenacidad y naturaleza fibrilar permite la creación de formas de fibra que no son posibles para otros refuerzos. Sus presentaciones son: La **fibra corta** está disponible desde los 6,4 hasta los 100 mm de longitud, aunque no sea tan rígida como la continua, sin embargo es más resistente al pandeo. **Los mats y fieltros** de fibra corta. **Pulp**, únicamente disponible para el caso de la aramida, debido a su carácter fibrilar, más fácilmente mezclable con la resina que la fibra corta. **Nomex**, utilizado en estructuras sandwich de nido de abeja.

1.1.2.1.5 Aplicaciones

Las aplicaciones fundamentales de la fibra de aramida están relacionadas con su alta resistencia a la tracción y al impacto. Pueden encontrarse fibras de aramida en cables, sándwiches de nido de abeja, sistemas balísticos y de armamento, etc.

1.1.2.2 Fibra de polietileno

Al igual que la aramida, la fibra de polietileno, es una fibra inorgánica, cuyas propiedades son muy similares. Tiene una densidad muy baja (970 Kg/m$^{3)}$ y presenta una muy pobre adherencia a la matriz, lo que hace que las propiedades a compresión y a cortante sean muy limitadas. Debido al bajo punto de fusión del polímero del que derivan, las propiedades de esta fibra disminuyen rápidamente con el aumento de la temperatura.

Allied Corporation ha desarrollado fibras de polietileno, Spectra 900 y Spectra 1000, de alto módulo y alta resistencia para aplicaciones de tracción.

Tabla 1.1.6 Propiedades de las fibras de polietileno, Spectra 900 y Spectra 1000 [11]

Designación	**Spectra 900**	**Spectra 1000**
Densidad (g/cm^3)	0,97	0,97
Módulo de elasticidad (GPa)	117	172
Resistencia a tracción (GPa)	2,6	2,9-3,3
Elongación a la rotura (%)	3,5	0,7
Módulo específico	120	177

1.1.3 Fibra de vidrio

Es el refuerzo más utilizado actualmente en la fabricación de materiales compuestos, sobre todo en aplicaciones industriales. Esto se debe a su gran disponibilidad, sus buenas características mecánicas y su bajo coste.

La historia de la fibra de vidrio se remonta a la época de los Egipcios, quienes descubrieron sus virtudes de resistencia para armar vasos y ánforas en las tumbas de los faraones. Las fibras tejidas datan del siglo XVIII en Francia y la producción de fibra de vidrio continua se consiguió en 1938 en Estados Unidos, formándose la compañía Owens-Corning Fiberglass. Los primeros estudios ingenieriles sobre materiales compuestos fueron realizados sobre materiales compuestos de fibra de vidrio.

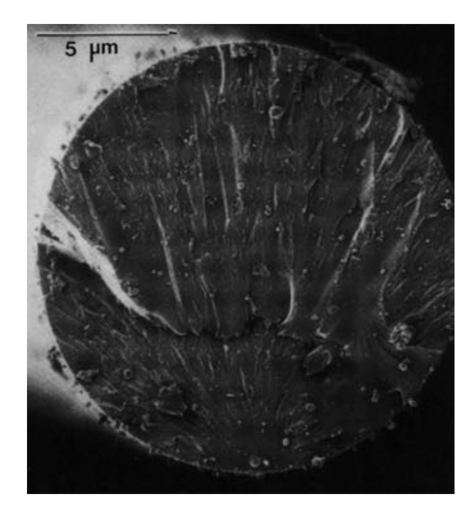


Figura 1.1.18 Microfotografía del corte transversal de una fibra de vidrio [15]

1.1.3.1 Tipos de fibra de vidrio

Cuando se eleva suficientemente su temperatura, el vidrio en general puede ser fibrado. Sin embargo, para efectuar esta operación, es necesario centrarse en unas composiciones determinadas.

En la práctica, los vidrios más utilizados son aquellos a base de sílice que contiene en disolución por lo menos dos silicatos: un silicato alcalino (p.e. silicato de sodio) y uno alcalinotérreo (p.e. silicato de calcio).

El óxido de sodio actúa como fundente, facilitando el proceso al bajar la temperatura de fusión de la sílice, así como su viscosidad. Por el contrario, su presencia afecta a la resistencia química del vidrio y por ello se introduce un alcalinotérreo. Los principales tipos son:

Vidrio E (Eléctrico): representa casi la totalidad del vidrio textil utilizado en materiales compuestos, más del 90% de los refuerzos, de uso general y tiene buenas propiedades eléctricas. La primera gran aplicación industrial de fibra de vidrio E fue el aislamiento de conductores eléctricos sometidos a altas temperaturas

Vidrio A (Alto contenido en álcali): es menos resistente y tiene un módulo más bajo que el vidrio E. Presenta gran resistencia química

Vidrio AR (Alcali resistente): es el único tipo de vidrio que puede combinarse con el hormigón o cemento ya que cualquier otro sería atacado por los álcalis liberados en la hidratación del hormigón o cemento

Vidrio C (Químico): se sitúa entre el vidrio A y el E y se utiliza en las capas superficiales de estructuras anticorrosión, tiene una alta resistencia química

Vidrio R ó S (Resistencia): empleado en estructuras de elevadas características mecánicas (aeronáutica sobre todo), tiene una resistencia a la tracción y un módulo de elasticidad muy superiores a los otros tipos de vidrio. Nació por la demanda de los sectores punta (aviación, espacio, armamento) y responde a sus exigencias en el campo de los materiales resistentes a fatiga, temperatura y humedad

Vidrio D (Dieléctrico): con sus altas propiedades dieléctricas se utiliza sobre todo en la construcción de materiales electrónicos de telecomunicación, fabricación de radares y ventanas electromagnéticas. Estos materiales presentan muy débiles pérdidas eléctricas y de aquí su empleo como material permeable a las ondas electromagnéticas

Vidrio B (Boro): de excelentes propiedades eléctricas y gran durabilidad. Es borosilicato de calcio de bajo contenido en álcali

Vidrio ERC (Eléctrico y Resistente químico): con propiedades eléctricas combinadas con resistencia química

Vidrio X: con base de Li_2O por su transparencia a Rayos X.

1.1.3.2 Propiedades de la fibra de vidrio

La fibra de vidrio está formada fundamentalmente por sílice, que se asocia a diversos óxidos (alúmina, alcalinos y alcalinotérreos), y se obtiene por fusión de la mezcla de estas materias, pasando por la hilera y sometiéndose a una operación de estirado.

Las principales características de la fibra de vidrio son:

- Alta **adherencia fibra-matriz**, gracias a recubrimientos apropiados para la mayoría de las matrices orgánicas
- **Resistencia mecánica**, siendo su resistencia específica (tracción/densidad) superior a la del acero
- **Características eléctricas**. Es aislante eléctrico incluso en espesores reducidos. Tiene buena permeabilidad dieléctrica. Permeable a las ondas electromagnéticas
- **Incombustibilidad**, materia mineral, la fibra de vidrio es incombustible por naturaleza. No propaga la llama ni origina con el calor humos ni toxicidad
- **Estabilidad dimensional**, poco sensible a las variaciones de temperatura e higrometría, tiene un bajo coeficiente de dilatación
- **Compatibilidad con las materias orgánicas**. Su aptitud de recibir diferentes ensimajes creando un puente de unión entre el vidrio y la matriz le confieren la posibilidad de asociarse a numerosas resinas sintéticas, así como a ciertas matrices minerales, tales como el yeso o el cemento
- **Imputrescibilidad**, (no sufre ninguna alteración). Es insensible a la acción de los roedores y de los insectos
- **Débil conductividad térmica**. La utilización de los materiales compuestos en la industria de la construcción permite suprimir los puentes térmicos, dando lugar a un considerable ahorro de calefacción
- **Excesiva flexibilidad**
- **Bajo coste**

1.1.3.3 Fabricación

Varios son los procedimientos que conducen a la producción de fibras de vidrio pero, en general, el principio sobre el cuál se basan es siempre el mismo: El estiramiento a muy alta temperatura, por tracción mecánica o por acción de fluidos en movimiento, de una veta o vena de vidrio fundido y su inmediata solidificación.

Tabla 1.1.7 Propiedades de distintos tipos de fibra de vidrio [10]

Tipo	Vidrio A	Vidrio E	Vidrio S	Vidrio R
Diámetro de hilo (μm)	5-13	10-20	10	10
Densidad (Kg/m^3)	2500	2580	2480	2590
Módulo de elasticidad (GPa)	69	72,5	86	85
Resistencia a tracción (GPa)	3,1	3,4	4,59	3,4-4,4
Módulo específico	28	28	34	33
Coeficiente expansión térmica (10^{-6}/ºK)	8,6	5	5,1	5

En todos los métodos de fabricación se distinguen las siguientes fases:

A) Composición-Fusión. Las materias primas, finamente molidas, se dosifican con precisión y se mezclan de forma homogénea. A continuación, la mezcla es introducida en el horno de fusión, y calentada a una temperatura determinada. En el caso del vidrio E, que contiene pocos álcalis y es rico en sílice y alúmina, se necesitan temperaturas de fusión del orden de 1550 ºC. Estas condiciones imponen a la hora de construir los hornos la utilización de refractarios de características específicas a partir de óxidos de zirconio y cromo, de coste muy elevado.

B) Fibrado En la Figura 1.1.20 se detalla la operación de fibrado y bobinado. El vidrio fundido en el horno es distribuído por canales y alimenta a las hileras, que son baños de platino/rodio en forma prismática y agujereados en su base (entre 400 y 4000 agujeros calibrados, entre 2 y 8 µm de diámetro). El vidrio fundido se mantiene en la hilera a unos 1250 ºC, temperatura que permite su colada por gravedad, dando origen a barras de algunas décimas de µm de diámetro. A la salida de la hilera, el vidrio se estira a gran velocidad, entre 10 y 60 m/s y se enfría, primero por radiación y después por pulverización de agua. De esta forma se obtienen filamentos de varias micras de diámetro, uno por cada agujero.

C) Ensimado. El conjunto de filamentos, desnudos tal y como salen de la hilera es inutilizable directamente, ya que no hay cohesión entre ellos, no resisten la abrasión, sufren los ataques del agua, etc. Para corregir estos defectos y dar nuevas propiedades a la fibra en función de su utilización, es necesario revestir los filamentos con una fina película (ensimaje), que está constituída en general por una dispersión acuosa de diversos compuestos químicos que presentan una función bien definida. El ensimaje se deposita sobre los filamentos a la salida de la hilera, cuando la temperatura del vidrio está todavía comprendida entre 80 y 120 ºC, según las condiciones de fibrado.

La cantidad de ensimaje (extracto seco) que se deposita sobre el vidrio es relativamente baja (entre el 0,3 y el 3 %). En la figura 1.1.19 se observa la aplicación de ensimaje. El tipo de constituyentes, su contribución en tanto por ciento y las propiedades que aportan cada uno de ellos a la fibra de vidrio se detallan en la Tabla 1.1.3.

Podemos decir que cada aplicación necesita una combinación específica vidrio-ensimaje, adaptada a la vez a las condiciones de transformación (corte, enrollamiento, tejido, impregnación, etc.) y al uso final (compatibilidad con la matriz, propiedades mecánicas, eléctricas, ópticas, químicas, etc.).

El ensimaje es necesario, ya que sin él, la fibra de vidrio presentaría una serie de aspectos críticos tales como que no habría cohesión entre filamentos, no resistiría la abrasión, ya sea consigo mismo, o con otras superficies, sería sensible al ataque del agua, originaría cargas electrostáticas, no se uniría químicamente con la matriz, finalmente no se adaptaría a los procesos de transformación.

Por tanto, las funciones del ensimaje son las siguientes:

- Dar cohesión entre filamentos
- Hacer aumentar o disminuir la rigidez
- Proteger contra la abrasión
- Eliminar la electricidad estática
- Modular la impregnación por la resina

- Favorecer la *unión vidrio-resina*

Tabla 1.1.8 Principales componentes del ensimaje [12]

Constituyente	Porcentaje	Naturaleza química	Función
Líquido vector	85-95	Agua	Soporte
Agentes filmógenos colantes	3-15	Acetatos, poliésteres, epoxi, copolímeros	Integridad, rigidez, protección, impregnación
Agentes lubrificantes	0.05-2	Aminas alif. con radicales grasos, oxialcoholamidas, Sales de amonio cauternario	Protección, lubricación
Agentes de puente	0.1-0.5	Silanos	Unión a la resina, resistencia, envejecimiento
Agentes antiestáticos	0.2-1	Sulfonatos de alquilarilo, sales de amonio cuaternario	Eliminar o reducir la electricidad estática.

Los principales tipos de ensimajes están clasificados en tres categorías:

Los *ensimajes textiles*, que aportan a los hilos las características necesarias para resistir las operaciones puramente textiles (la cohesión interfilamentar, resistencia a la abrasión, el deslizamiento y la posibilidad de ser eliminados rápida y completamente por métodos térmicos).

Los *ensimajes plásticos*, que aportan a los hilos las características necesarias para su transformación mediante los procedimientos utilizados en la industria de los materiales compuestos y les hacen además compatibles con las resinas a reforzar.

Los *ensimajes textilo-plásticos*, que gracias a su composición aportan soluciones de compromiso que pueden ser suficientes en algunos casos de aplicación.

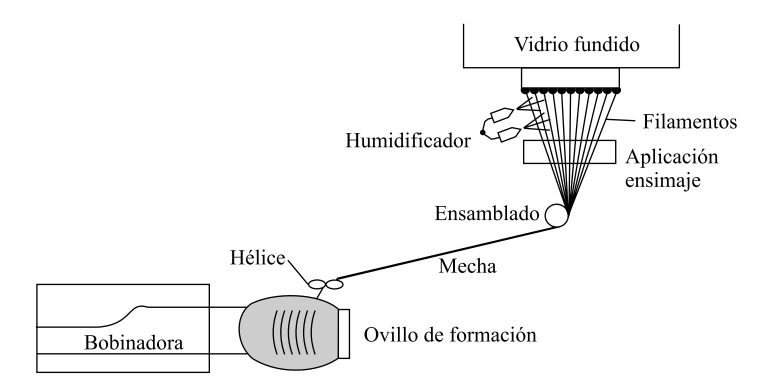


Figura 1.1.19 Detalle de fabricación de la fibra de vidrio [12]

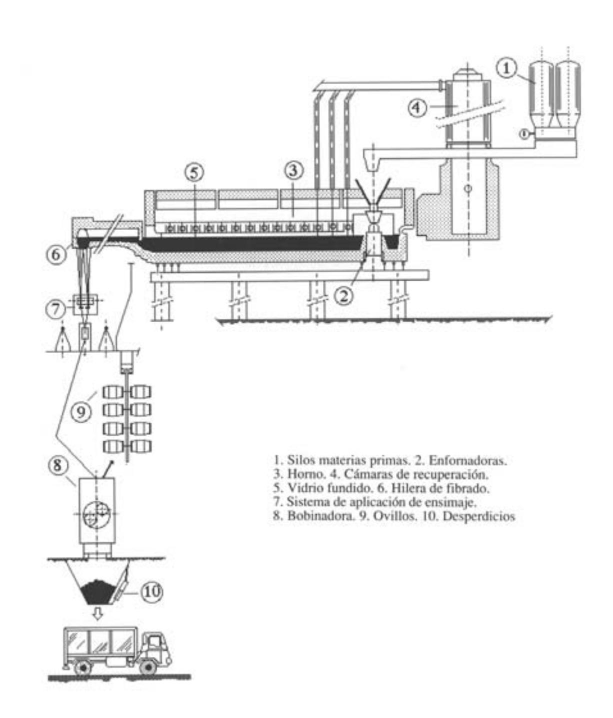


Figura 1.1.20 Fibrado de vidrio por fusión directa [12]

D) Bobinado. El conjunto de filamentos se agrupa en una o varias unidades para dar lugar a productos finales (roving directo) o productos intermedios (ovillos), que se bobinan según diferentes formas y geometrías.

E) Secado. Los productos procedentes del bobinado se pasan por diferentes dispositivos de secado con objeto de eliminar el exceso de agua en que se había disuelto el ensimaje.

1.1.3.4 Presentaciones industriales

Vamos a referirnos a continuación a las principales presentaciones de la fibra de vidrio a escala industrial cuando ésta se utiliza para el refuerzo de las matrices orgánicas. Antes, y dado que serán utilizados con bastante frecuencia, es necesario definir los siguientes términos:

Título. El diámetro y número de filamentos que constituyen un hilo textil determinan la «densidad lineal» o título. La densidad lineal o título de un hilo es la relación entre su peso y su longitud. La unidad de medida es el *tex* (1 tex = 1 gr/km). Este concepto es aplicable a todas las variaciones de productos de refuerzo, básicos o finales (hilos, mechas). En el caso de un *roving directo*, todos los filamentos que salen de la hilera son agrupados en una sola mecha, dando lugar al título definitivo, mientras que en el caso de un *roving ensamblado*, el título de la mecha será el resultante de multiplicar el título de uno de sus hilos de base por el número de ellos utilizado para preparar la bobina. Este concepto es también aplicable a los hilos cortados, refiriéndose en estos casos al título de los hilos antes de las operaciones del corte.

Gramaje. Los tipos de hilos utilizados y la cantidad de los mismos por unidad de superficie determinan el gramaje de un mat o un tejido. El gramaje o densidad superficial es la relación entre el peso de un mat o un tejido y su superficie. La unidad de medida es el *gramo/m*^{2}. Este concepto es también aplicable a otros productos como velos de superficie o complejos.

Tabla 1.1.9 Diferentes presentaciones de la fibra de vidrio

MAT	SUPERFICIE HILOS CORTADOS HILOS CONTÍNUOS
ROVING	DIRECTO ENSAMBLADO SPUN ROVING VOLUMINIZADO TEXTURIZADO
TEJIDO	EQUILIBRADO ORIENTADO UNIDIRECCIONAL
PREFORMAS TEXTILES	BRAIDING WEFT KNITTING WARP KNITTING ...
HILOS CORTADOS	REFUERZO TERMOPLÁSTICOS REFUERZO ESCAYOLAS USOS VARIOS
VARIOS	FIBRA MOLIDA COMPLEJOS MAT-TEJIDO

Las preformas textiles, debido a la importancia que tienen actualmente, tienen un capítulo aparte en este libro (capítulo 6).

MAT DE HILOS CORTADOS

Son fieltros de hilos cortados a una longitud determinada y aglomerados entre sí mediante un ligante químico. Existen diversos tipos de mats, que se diferencian por las características del hilo de base (tipo de vidrio, diámetro de referencia, título y ensimaje) y por las del ligante (emulsión o polvo).

Se presentan en rollos bobinados sobre un tubo soporte de cartón y varían en cuanto al *gramaje*, que se encuentra entre 100 y 900 gr/m^2 y en cuanto al *ancho*, entre 0,092 y 0,240 m.



Figura 1.1.21 Mat de hilos cortados [12]

Existe además la posibilidad de anchos especiales según las posibilidades de las máquinas y presentaciones en bandas desde 5 cm de ancho para aplicaciones específicas. Sus principales características de utilización son las siguientes:

- Solubilidad en estireno
- Deformabilidad
- Nivel de impregnación
- Resistencia a la tracción
- Compatibilidad con las resinas

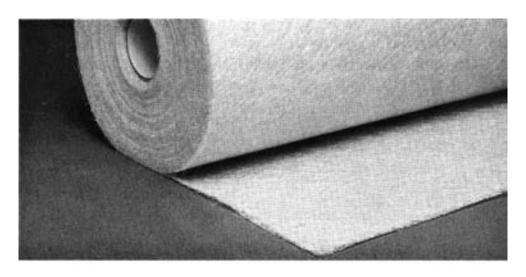
La capacidad de absorción de resina oscila entre dos y tres veces su peso, en el caso de moldeos sin presión, pudiendo reducirse en moldeos con presión elevada. El espesor de los laminados obtenidos varía con el gramaje y el número de capas pudiendo tomar como referencia 1 mm de espesor para cada 450 gr/m^2 de mat utilizado (caso de moldeo por contacto a mano). La principal aplicación de este tipo de refuerzo es el moldeo de piezas por contacto a mano en molde abierto.

MAT DE HILOS CONTINUOS

Consiste en un tapiz similar al del mat de hilos cortados descrito anteriormente, siendo en este caso hilos continuos que se asocian entre sí a la salida de un conjunto de hileras. Sus principales características son las siguientes:

- El tipo de vidrio (siempre es Vidrio E)
- Los diámetros de referencia, generalmente superiores a los del mat de hilos cortados

- Los títulos de los hilos de base, generalmente bajos, del orden de 25 tex. El mat de hilos cortados suele estar constituido por varias capas de hilos con título diferenciado, lo que le reporta una gama más amplia de prestaciones
- El tipo de ensimaje, más simplificado y adaptado a la aplicación final
- El tipo de ligante, en proporciones más bajas



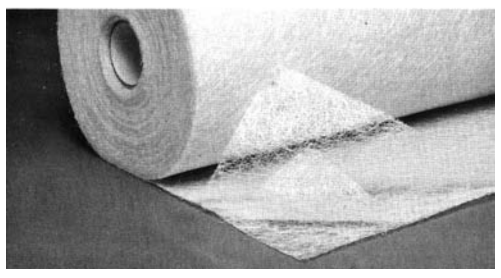


Figura 1.1.22 Diferencia entre mat de hilos cortados (arriba) y mat de hilos continuos (abajo) [12]

Se presenta en forma similar a la de los mats de hilos cortados en cuanto a gramaje y anchos se refiere. Desde el punto de vista de su utilización, la diferencia esencial con relación al mat de hilos cortados está en su nivel de deformabilidad, por su estructura es posible realizar preformas profundas con un alargamiento regular del mat en todas las direcciones. La principal aplicación de este tipo de refuerzo es el moldeo entre molde y contramolde de piezas de formas complejas por compresión, inyección o vacío.

MAT DE SUPERFICIE

También llamados velos, son fieltros de hilos cortados, ligados fuertemente y calandrados. Los gramajes oscilan entre 25 y 80 gr/m^2 y las presentaciones son similares al resto de tipos de mat. Las características determinantes para la elección de un tipo de mat de superficie son las siguientes:

- La deformabilidad
- La solubilidad
- El comportamiento al envejecimiento en medio químico agresivo, que es función del tipo de vidrio (A, C o E), y del ligante.

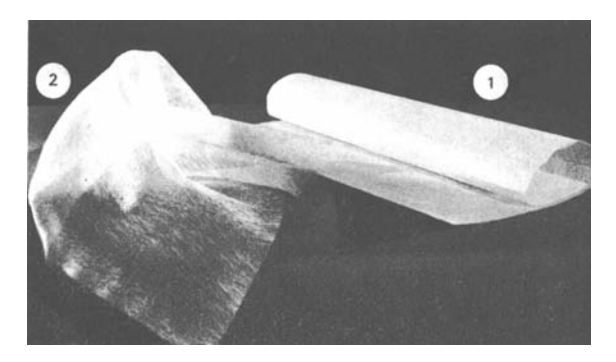


Figura 1.1.23 Mat de superficie (1) y mat overlay (2) [12]

ROVING

Son ensamblados sin torsión de filamentos (*roving directo*) o hilos de vidrio (*roving ensamblado*) que han recibido un ensimaje plástico compatible con las resinas de estratificación. Existe una gama de tipos de roving que se adaptan a cada una de las técnicas de transformación. Las características que los distinguen son fundamentalmente las de los hilos de base:

- Naturaleza del vidrio
- Diámetro de referencia (filamento)
- Título del hilo de base
- Tipo de ensimaje

A nivel de presentación, las variantes son numerosas:

- Título del roving (generalmente entre 600 y 4800 tex)
- Tipo de enrollamiento, según sean devanables por el exterior o por el interior
- Dimensiones de las bobinas (altura y diámetro)



Figura 1.1.24 Roving [12]

Las propiedades exigibles, según el método de transformación son:

- Aptitud al devanado, adaptándose a las velocidades exigidas
- Equitensión de los hilos de base
- Rubanización (mayor o menor integridad de la media por agrupación de los filamentos o hilos de base)
- Apertura (inverso a la rubanización)
- Facilidad de impregnación

TEJIDO

Nos limitaremos a la descripción de los tejidos «plásticos», es decir, a aquellos constituídos por mechas de roving directo de igual o diferente título en trama y urdimbre, tratados con ensimaje plástico. En el caso de estos tejidos, normalmente destinados al refuerzo de matrices termoestables, las armaduras más corrientes son:

Telas o tafetanes (plain weave). Los hilos de trama y urdimbre se entrecruzan alternativamente. Los gramajes suelen variar de 150 a 1000 gr/m^2.

Satén (crowfoot satin). Los hilos de urdimbre y de trama están entrecruzados según un orden y una frecuencia programados a fin de obtener un aspecto unido, no estando los puntos de ligadura dispuestos en orden. Por ello, en una cara del tejido predominan los hilos de urdimbre mientras que por la otra parece constituído esencialmente por hilos de trama. Las armaduras de satén permiten obtener tejidos de fuerte gramaje que conservan una buena flexibilidad.

Sarga (twill). Los hilos de urdimbre y trama están entrecruzados según un orden y una frecuencia programadas a fin de obtener líneas diagonales características de este tipo de tejido. Las armaduras sargadas permiten obtener tejidos con cuentas de hilos más importantes que con la armadura de tafetán.

Unidireccionales. El número de hilos es netamente más elevado en un sentido que en el otro (tejido unidireccional urdimbre o tejido unidireccional trama). Los hilos están colocados en paralelo y simplemente sujetos entre ellos.

Bidireccional deformable. La sinuosidad de los hilos es suprimida y los hilos están dispuestos en capas colocadas a 90º las unas sobre las otras y ligadas entre ellas por un pequeño hilo que representa menos del 10 % del total.

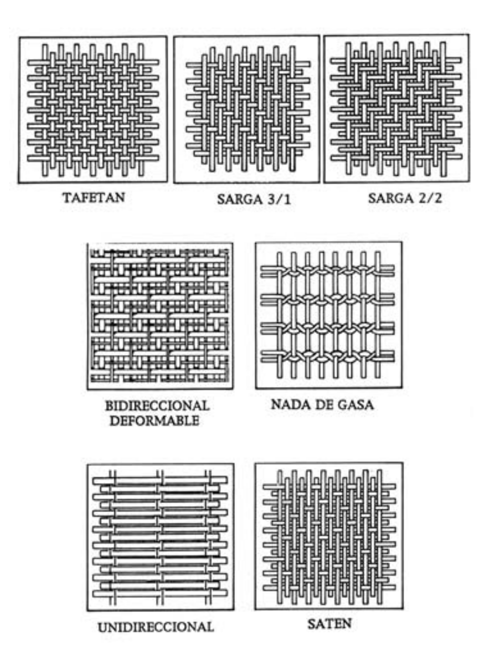


Figura 1.1.25 Diferentes configuraciones de tejidos [15]

Las características de utilización que determinan la elección de un tejido son las siguientes:

- Facilidad de manipulación y colocación
- Regularidad de gramaje y espesor
- Continuidad del refuerzo
- Facilidad de impregnación

HILOS CORTADOS

Son hilos de base cortados generalmente en longitudes de 3 a 12 mm. Estos productos tienen múltiples aplicaciones, desde el refuerzo de escayolas, cemento o papel hasta su utilización en los procedimientos de moldeo de piezas de grandes series a base de resinas termoplásticas o termoendurecibles (preimpregnados). Según la utilización de los hilos cortados, sus características son diferentes:

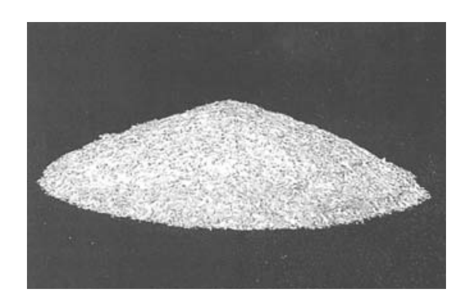


Figura 1.1.26 Tejido [12]

- Integridad, necesaria durante el proceso de alimentación de las máquinas de extrusión
- Longitud de corte, que influye en las características mecánicas de las piezas moldeadas (impacto, tracción, flexión) y en el flujo del preimpregnado dentro del molde
- Tipo de ensimaje, en función de la matriz a reforzar
- Densidad aparente

FIBRAS MOLIDAS

Mediante una operación de triturado, las fibras son reducidas a longitudes entre 0.1 y 0.02 mm, manteniéndose su diámetro entre 10 y 17 micras. Estas fibras se utilizan principalmente para el refuerzo de resinas termoplásticas y de poliuretanos (proceso RRIM) y en la mayoría de los casos van desprovistas de ensimaje.



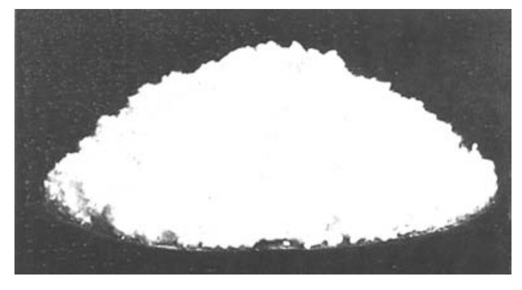


Figura 1.1.27 Hilos cortados (izda.) Fibras molidas (dcha.) [12]

HILOS TEXTURIZADOS

Mediante una operación mecánica se aumenta el volumen de la mecha, obteniendo un producto de fibra de vidrio con cualidades óptimas para la realización de tejidos decorativos.



Figura 1.1.28 Hilos texturizados [12]

ROVING RIZADO (SPUN ROVING)

Sus rizos constituyen un refuerzo perpendicular a la dirección principal dada al roving. Esta particularidad está hecha a propósito, para mejorar la resistencia transversal de los composites unidireccionales (moldeados por pultrusión). La utilización del spun roving para la realización de tejidos permite aumentar la resistencia a los cortes interlaminares.

No hay mucha diversidad de presentaciones, y los criterios de elección más importantes son similares a los de los rovings convencionales, diferenciándose el título del hilo de refuerzo según sea su aplicación final (entre 160 y 300 tex para spun roving empleados en tejidos y entre 600 y 1500 tex para spun roving de pultrusión).

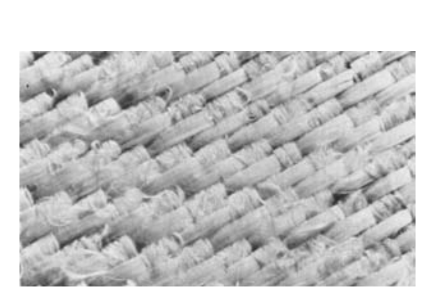




Figura 1.1.29 Fotografía de spun roving y bobinas de roving rizado [12]

COMPLEJOS MAT-TEJIDO

Se trata de una presentación destinada a responder a las exigencias de algunas aplicaciones particulares, y consisten en asociaciones de mats (de superficie, de hilos cortados o continuos) con tejidos mediante un ligado químico (ligante) o por ligado mecánico (el caso más frecuente, a base de cosido). Se utiliza especialmente en los casos siguientes:

- Para economizar tiempos de moldeo, al aplicar los dos tipos de refuerzo en una sola operación de impregnación y desburbujeo
- Cuando la manipulación de un tejido determinado se hace dificultosa debido a su constitución (unidireccionales)
- Los complejos, como contrapartida ofrecen una deformabilidad mediocre, por lo que su utilización se ve restringida y limitada a piezas de forma plana o con grandes radios de curvatura



Figura 1.1.30 Complejo mat-tejido [12]

1.1.3.5 Condiciones de almacenamiento

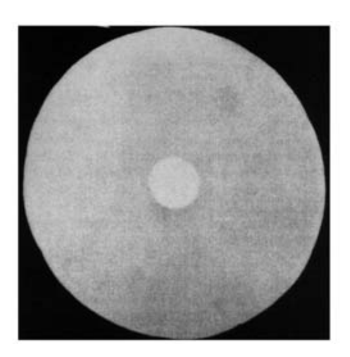
A continuación se detallan brevemente algunas de las precauciones mínimas que deben tomarse para el almacenamiento de las fibras de vidrio:

- Desde el punto de vista *ambiental*, el local deberá ser seco y atemperado, al abrigo de las inundaciones y caídas de agua, ya que los embalajes de cartón se deteriorarían. En época de frío es interesante acondicionar los productos en su embalaje, sobre el sitio de utilización, a fin de evitar los eventuales fenómenos de condensación. Una tasa de humedad excesiva modifica notablemente el comportamiento y las propiedades de la fibra de vidrio. Un secado por aire caliente o por rayos infrarrojos puede efectuarse, pero en algunos tipos de fibras pueden producirse modificaciones en ciertas características

- Desde el punto de vista *mecánico*, los embalajes tienen sus límites y es preciso evitar apilamientos excesivos que sobrecargan los embalajes inferiores con los consiguientes deterioros. Los mats y los rovings pueden ser almacenados en vertical, mientras que los tejidos deben disponerse horizontalmente
- Sobre la *organización* se procurará, de una parte, asegurar una rotación regular de stocks y de otra, no mezclar los productos
- En cuanto a la *protección contra incendios*, aunque el vidrio es incombustible, los ligantes de los mats, cuya tasa puede alcanzar el 15 % en peso, el embalaje (madera, cartón, film retráctil), son inflamables. En todo caso, han de tomarse las precauciones consiguientes, evitando en lo posible el uso de agua, sobre todo al principio de los siniestros

1.1.4 Fibra de Boro

Situado en el grupo III del Sistema Periódico, el boro tiene características muy diferentes de los demás elementos de su grupo (Al, G, In, Ti) que son metálicos, presentando analogías mayores con los metaloides (C, Si y Ge). Es semiconductor, duro y su temperatura de fusión es alta.



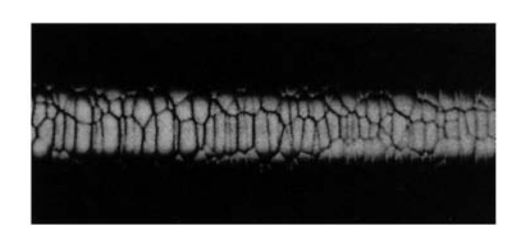


Figura 1.1.31 Sección transversal y microfotografía longitudinal de un filamento de boro de 100 μm [10,15]

1.1.4.1 Tipos de fibra de boro y fabricación

Según el substrato utilizado para el proceso de fabricación de los filamentos de boro distinguimos dos tipos de fibras de boro:

Fibras de boro obtenidas a partir de la deposición en ***substrato de tungsteno***

Son las más utilizadas a pesar de que su coste es relativamente elevado. Se debe al alto coste del substrato de tungsteno.

La fabricación de las fibras de boro se inició en los años 1960. Se obtiene depositando boro en fase vapor, sobre un alambre de tungsteno. El alambre se calienta eléctricamente en atmósfera de hidrógeno y

pasa por una serie de reactores en los que se obtiene boro por descomposición de tricloruro,

$$BCl_3 + 3/2\ H_2 \Rightarrow 3HCl + B$$

depositándose el boro sobre el alambre. Los filamentos que se obtienen, partiendo de un alambre de tungsteno de 0,012 mm de diámetro son de 0,1 a 0,2 mm de diámetro, quedando el boro bien adherido al tungsteno a través de boruros (WB, W_2B_5) y alcanzándose resistencias de rotura a tracción de 3,5 GPa, módulos elásticos de 406 GPa y pesos específicos de 2,6 Kg/dm^3.

Fibras de boro obtenidas a partir de la deposición en ***substrato de carbono***

Con la idea de encontrar un substrato más económico que el tungsteno, se desarrolló un proceso para la deposición del boro en un monofilamento de carbono. Este tipo de fibra es más económico que el anterior, debido a que el coste del substrato es menor. Sin embargo este proceso es bastante complicado ya que durante las primeras etapas de deposición del filamento de boro se presentan unos esfuerzos residuales debidos al crecimiento de las deformaciones de los substratos. Este crecimiento de las deformaciones puede llegar a superar la deformación a rotura del substrato de carbono, provocando daños en las superficies internas de los filamentos de boro.

Una posible solución al problema anterior es añadir grafito al substrato de carbono antes de la aplicación del boro. Con esto no solo se consigue la deposición del boro en el substrato antes de su rotura sino que se previene el daño que pueda sufrir la superficie interna del filamento de boro.

1.1.4.2 Propiedades de la fibra de boro

- Densidad, 2570 Kg/m^3
- Alta resistencia, 3600 MPa
- Alto módulo de elasticidad, 400 GPa
- Elevado coste, para el caso del substrato de tungsteno, la mayor parte del coste está en el tricloro y en el tungsteno
- Se puede combinar con epoxi, matrices de aluminio y titanio

Tabla 1.1.10 Propiedades de la fibra de boro [10]

Designación	Boro
Diámetro de hilo (μm)	100-140
Densidad (g/cm^3)	2,49-2,57
Módulo de elasticidad (GPa)	400
Resistencia a tracción (GPa)	3,6
Módulo específico	155
Coeficiente expansión térmica (10^{-6}/ºC)	4,9

1.1.4.3 Presentaciones industriales y aplicaciones

Debido al elevado coste, el uso de estas fibras está limitado a aplicaciones de alta tecnología como pueden ser componentes para vehículos espaciales, aplicaciones militares o aeronáutica.

La mayor parte del boro que se comercializa se hace en forma de cinta de **preimpregnado** boro-epoxi. Los filamentos de boro son unidireccionales. El volumen de fibra suele estar entre el 30 y el 35 %. La cinta de preimpregnado es cubierta por una cara por una fina película de vidrio que sirve no sólo para dar integridad lateral durante el manejo sino para mantener el espaciado entre filamentos de boro durante el proceso de unión. Estas cintas, al igual que otros preimpregnados, son almacenadas en cámaras frigoríficas.

1.1.5 Fibra de carburo de silicio

Son filamentos de 10 a 15 micras de diámetro. Son muy estables incluso en atmósferas oxidantes.

Generalmente utilizado para reforzar aleaciones metálicas de aluminio y titanio, también ha sido utilizado con éxito como refuerzo de matrices orgánicas y cerámicas. Tiene un coste menos elevado que el boro, por ello se está utilizando en mayor medida que éste como refuerzo de las aleaciones metálicas anteriormente citadas.

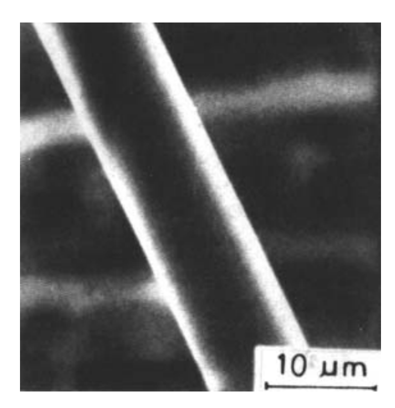


Figura 1.1.32 Fibra de SiC [15]

El proceso de producción de las fibras de carburo de silicio es bastante similar al de las fibras de boro. En lugar del tricloro de boro (BCl_3) se utiliza una mezcla de alcalinosilanos. Una de las diferencias con el proceso de obtención del boro es que en este caso existe un paso de reciclado de los polímeros de silano producidos.

1.1.5.1 Propiedades de la fibra de carburo de silicio

- Densidad es 2800 Kg/m^3
- Resistencia a tracción es 2,5 a 3 GPa

- Módulo de elasticidad es 200 GPa.
- La temperatura máxima de servicio es 1250ºC. Sus aplicaciones se centran en altas temperaturas y elevados esfuerzos mecánicos.
- Uno de sus principales atractivos es su coste, para producciones elevadas se piensa que podría costar 220 $/Kg, frente a los 700 $/Kg del boro. Esto se debe principalmente a la diferencia de coste existente entre el silano (1,65 $/Kg) y el BCl_3 (5,5 $/Kg). Además el Carburo de Silicio (SiC) incorpora carbono como substrato en lugar de tungsteno y el rendimiento del silano para la obtención de SiC es dos veces mayor que el rendimiento del BCl_3 para la obtención de boro.

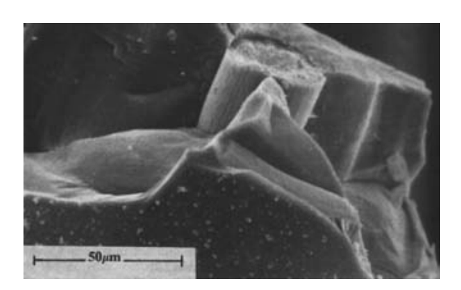


Figura 1.1.33 Micrografía de una fibra fracturada de SiC. Puede observarse la fina estructura granular y el núcleo de tungsteno. Las finas partículas que se observan en la superficie se deben a la formación de SiC en fase gaseosa [15]

Tabla 1.1.11 Propiedades de la fibra de Carburo de Silicio [10,15]

Designación	Carburo de Silicio
Diámetro de hilo (μm)	140
Densidad (Kg/m^3)	3000
Módulo de elasticidad (GPa)	400
Resistencia a tracción (GPa)	3,9
Módulo específico (Gpa $\cdot m^3/Kg$)	133

1.1.5.2 Tipos y presentaciones industriales de la fibra de carburo de silicio

Existen tres variaciones de la fibra de SiC, se diferencian en función de las matrices para las que están realizadas.

- SCS-2, esta destinada a reforzar matrices de aleaciones de aluminio
- SCS-6, destinada a reforzar matrices de aleaciones de titanio
- SCS-8, se utiliza para reforzar matrices de aleación de aluminio cuando se requieren mejores propiedades transversales que el caso de la fibra SCS-2.

1.1.6 Fibra de cuarzo

Tienen un alto contenido en sílice, SiO_2, 99,9 %. Producidas a partir de cristales de cuarzo natural, los cristales son producidos en forma de barritas, a partir de estos cristales se crean los filamentos. Alrededor de 200 filamentos combinados dan lugar a una fibra flexible y con alta resistencia.

Puede ser utilizada con la mayoría de las resinas. La forma industrial más habitual de encontrar estas fibras es en cinta de preimpregnado, aunque también hay tejidos y fibra corta.

1.1.6.1 Propiedades de la fibra de cuarzo

- Presenta una alta resistencia 3,45 GPa, mayor que la de otros materiales que trabajan a altas temperaturas
- Su deformación a la rotura es de 1 %, son fibras perfectamente elásticas
- Densidad: 2200 Kg/m^3
- No son atacadas por ácidos en estado líquido o gaseoso, excepto los ácidos fosfórico y fluorhídrico
- Excelente resistencia al choque térmico, es posible calentarlas hasta 1100 ºC y enfriarlas rápidamente en agua sin ningún cambio.

Tabla 1.1.12 Propiedades de la fibra de cuarzo [10]

Designación	Cuarzo
Densidad (Kg/m^3)	2200
Módulo de elasticidad (GPa)	71
Resistencia a tracción (GPa)	3,45
Elongación a la rotura (%)	1
Módulo específico	32

1.1.7 Otras fibras cerámicas

Las fibras cerámicas se desarrollaron por la necesidad que existía en el sector aeroespacial de refuerzos para altas temperaturas. Existen fibras cerámicas basadas en nitruros, óxidos y carburos.

Fibras continuas con componente óxido

Fibras con Al_2O_3, presentan alto módulo de elasticidad, alto punto de fusión y una excepcional resistencia a ambientes corrosivos. La forma comercial con mayor porcentaje de Al_2O_3, un 99 %, es la fibra FP de Du Pont, cuya resistencia es de 1,38 GPa y su módulo de elasticidad es 380 GPa. Existe una variante de la fibra FP, esta es recubierta con una capa de sílice, con lo que aumenta su resistencia hasta los 1,9 GPa.

Fibras con Al_2O_3-SiO_2 y Al_2O_3-SiO_2-B_2O_3, son las fibras más avanzadas de todas las fibras policristalinas disponibles comercialmente. En función del porcentaje de cada componente existen diversos tipos de

fibra. Las resistencias de estas fibras oscilan entre los 1,3 y los 2,25 GPa, los módulos de elasticidad oscilan entre los 150 y 250 GPa. Al igual que las anteriores presentan una extraordinaria resistencia a ambientes corrosivos. Su trabajado resulta excelente.

Fibras con ZrO_2-SiO_2, su propiedad característica es su resistencia a la penetración de llama, presenta un módulo de elasticidad de 76 GPa, inferior al de la mayoría de fibras cerámicas.

Fibras discontinuas con componente óxido

Este tipo de fibras son utilizadas para reforzar matrices metálicas más que matrices orgánicas. Son raramente utilizadas.

Fibras sin componente óxido

Anteriormente se ha comentado la fibra de carburo de silicio, SiC, que pertenece a este grupo. Otros tipos de fibras que pertenecen a este grupo serían fibras de carburo de zirconio, ZrC, carburo de titanio, TiC, nitruro de silicio, Si_3N_4, o nitruro de boro, BN.

Tabla 1.1.13 Propiedades de diferentes fibras cerámicas y distintas presentaciones industriales [15]

Designación comercial	Composición (%)	Densidad (g/cm^3)	Diámetro hilo (μm)	Resistencia a tracción (GPa)	Módulo elástico (GPa)
FP	99,9 Al_2O_3	3,95	20	1,38	379
Nextel® 312 (continua)	62 Al_2O_3 14 B_2O_3 24 SiO_2	2,7	11	1,72	155
Nextel® 440 (continua)	70 Al_2O_3 2 B_2O_3 28 SiO_2	3,05	11	2,07	193
Fiberfrax® (discontinua)	51,9 Al_2O_3 47,9 SiO_2	2,73	2-3	1,9	100
Saffil® grado RG (discontinua)	96-97 Al_2O_3 3-4 SiO_2	3,3-3,5	3	1-2	297
Silar® SC-9 (80-90 %, whisker)	SiC	3,2	0,6	6,9	690
Tyranno® Si-Ti-C (discontinua)	44 Si 12,3 O 24,5 C 11 Ti	2,3	10-15	1,99	117

Whiskers, con esta terminología se conoce a un tipo de fibras microscópicas que están constituidas esencialmente por monocristales con forma alargada de agujas. Tienen una elevada relación longitud/diámetro sección transversal, situada entre 20 y no más de 1000. Esta peculiaridad es la que los diferencia de las fibras normales. Esta forma de fibra se presenta sobre todo en las fibras cerámicas. Tienen una alta resistencia a la tracción entre 3 y 14 GPa y alto módulo de elasticidad, entre 400 y 700 GPa. Estas propiedades las conservan a altas temperaturas.

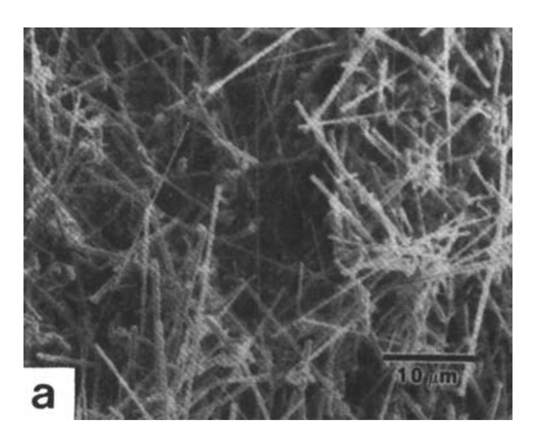


Figura 1.1.34 Micrografía de whiskers de SC-9 [15]

1.1.8 Fibras metálicas

Tienen la desventaja de su densidad y coste, pues salvo el acero, son todas más caras que la fibra de vidrio. Pueden obtenerse mediante técnicas diferentes, como laminado trefilado o proyección del líquido. Se aplican generalmente con matrices metálicas. Las principales fibras metálicas son:

- Hierro y aleaciones. Alta resistencia y módulo elástico. Ferromagnéticos
- Aceros inoxidables. Resistencia a la corrosión
- Superaleaciones de níquel y cobalto. Resistencia mecánica y química a altas temperaturas
- Titanio, tantalio, níquel, refractarios, Resistencia a la corrosión. Alto punto de fusión
- Cobre y aleaciones. Conductividad eléctrica y térmica
- Aluminio y aleaciones. Baja densidad, conductor térmico y eléctrico
- Plata, oro, metales preciosos. Conductor térmico y eléctrico. No se corroen.

Referencias

1. Miravete, A. «*Documentación de las I Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 20-22 Enero, 1988.

2. Miravete, A. «*Documentación de las II Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 23-25 Mayo, 1990.

3. Miravete, A. «*Documentación de las III Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 30 Marzo-3 Abril, 1992.

4. Miravete, A. «*Documentación de las IV Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 11-14 Abril, 1994.

5. Miravete, A. «*Documentación de las V Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 26-29 Junio, 1995.

6. Miravete, A. «*Documentación de las VI Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Madrid 15-17 Abril, 1996.

7. Miravete, A. «*Documentación de las VII Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 24 Junio, 1996.

8. Miravete, A. «*Documentación de las VIII Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 15-16 Febrero, 1999.

9. Miravete, A. «*Documentación de las IX Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 12-13 Junio, 2000.

10. «*Engineered Materials Handbook, Volume 1. Composites*». ASM International, 1987.

11. «*Engineered Materials Handbook, Volume 2. Engineering Plastics*». ASM International, 1988.

12. Antequera, P., Jiménez, L., Miravete, A. «*Los materiales compuestos de fibra de vidrio*». Edita Secretariado de publicaciones de la Universidad de Zaragoza, 1991.

13. Miravete, A. «*Los nuevos materiales en la construcción*». Edita A. Miravete, 1994.

14. «*Handbook of Composites*». Edita George Lubin, 1982.

15. Mallick, P.K. «*Composites Engineering Handbook*». University of Michigan-Dearborn, 1997.

16. Gay, D. «*Matériaux composites*». Éditions Hermes, 199.

17. «*Aerospace Structures*». Edited by J. Loughlan. Elsevier Applied Science, 1990.

18. Hull, D. «*Materiales compuestos*». Ed. Reverté, 1987.

19. Mallick, P.K. «*Fiber-Reinforced Composites*». Marcel Dekker, Inc, 1993.

20. Hollaway, L. «*Polymer composites for civil and structural engineering*». Blackie Academic & Professional, 1993.

21. Mallick, P.K. «*Composite Materials Technology*». New York: Oxford University Press, 1990.

22. «*Composite Materials in Aircraft Structures*». Edited by D. H. Middleton. Longman, 1990.

23. *«Proceedings of ICCM9, Books I-VI»*. Edited by A. Miravete. Madrid, 1993.

24. Clemente, R., Miravete, A., Larrodé, E., Castejón, L. *«Polymer Composites and Polymeric Materiales»*, SAE publication SP-1351 pages 21-28, 1998.

25. Miravete, A., Castejón, L., Alba, J.J. «New Typologies of Fiberglass in the Transportation Sector», Materiales Compuestos 95, Asociación Española de Materiales Compuestos, pages 589-594, 1995.

1.2 MATRICES

En este apartado se van a estudiar las matrices orgánicas. En el capítulo 9 dedicado a otros materiales compuestos, se tratarán las matrices inorgánicas. Las matrices orgánicas, en general, son compuestos orgánicos de elevado peso molecular, producto de reacciones de polimerización por adición o condensación de diferentes compuestos de base [1-20].

Si bien en muchas ocasiones los términos «polímeros», «macromoléculas», y «plásticos» se han utilizado como sinónimos se suele aducir a una diferencia en cuanto a su definición. Así una macromolécula sería un compuesto químico formado por n unidades estructurales repetidas (n-meros), las cuales serían los monómeros que les dieran lugar. El término polímero se referirá a una macromolécula sintética, y finalmente, un plástico sería un polímero adicionado y acondicionado para su uso en la industria.



Figura 1.2.1 Preparación de resina

Dentro del primer grupo podríamos incluir las lanas, proteínas, celulosas, etc. En el segundo grupo estarían los plásticos comúnmente conocidos pero tal y como salen de los reactores de polimerización y, por último, el tercer grupo comprendería los mismos compuestos que el segundo pero con las correspondientes adiciones de antioxidantes, estabilizadores a la radiación ultravioleta, inhibidores, acelerantes, fluidificantes, plastificantes, etc.

La longitud de una cadena polimérica viene dada por el número de unidades monoméricas repetitivas que hay en ella y por tanto tendremos que hablar de diferentes pesos moleculares en un mismo tipo de plástico. Pero el problema se complica más cuando por el proceso de fabricación, ciertas cadenas crecen más que otras, es decir, tenemos en un mismo reactor un plástico con cadenas de pesos moleculares variados, por lo que nos vemos obligados a hablar de distribución de pesos moleculares promedio, los cuales a la hora de procesar el material van a tener una gran relevancia.

En la siguiente tabla vamos a referirnos a las principales matrices utilizadas para la formación de los materiales compuestos.

Tabla 1.2.1 Clasificación de diferentes matrices utilizadas en materiales compuestos [15]

INORGÁNICAS	CEMENTO, GEOPOLÍMEROS, YESO MATRICES CERÁMICAS MATRICES METÁLICAS	
ORGÁNICAS	TERMOESTABLES	EPOXI, VINILÉSTER, POLIÉSTER, FENÓLICA, ESTERES CIANATO, BISMALEIMIDAS, POLIIMIDAS, POLIETERAMIDA
	TERMOPLÁSTICAS	POLICLORURO DE VINILO (PVC) COPOLÍMEROS DE ESTIRENO (ABS,SAN), POLIETILENO (PE), POLIPROPILENO (PP), POLICARBONATO (PC), POLIMETACRILATO DE METILO (PMMA), ACETATO, POLIESTIRENO (PS), POLIOXIMETILENO (POM), PBT, POLIETERIMIDA, PET, NYLON, POLIAMIDA, PEEK, PEKK, PAI, PAS

Las macromoléculas pueden estar unidas entre sí mediante fuerzas de diversa intensidad. Así, cuando sean de baja intensidad, podremos superarlas con un simple calentamiento dando lugar al plástico fundido. Los polímeros con estas características son los llamados **Termoplásticos** los cuales se funden o plastifican con un suministro de calor, es decir, con un incremento de temperatura.

Cuando las fuerzas de unión de estos filamentos entre sí son tan intensas que llegan a igualar a las de construcción de ellos mismos, se romperán antes de separarse, lo que impica que al incrementar la temperatura no podrán cambiar de estado sólido a líquido, denominando a estos polímeros Termoendurecibles o **Termoestables**.

El tipo de resina más importante utilizado en materiales compuestos son las resinas líquidas termoestables, algunas veces llamadas químico estables. Existen diferentes versiones químicas, éstas a su vez pueden ser clasificadas en un segundo estado según la conveniencia, sobre todo con las resinas avanzadas. También se tienen en cuenta las resinas termoplásticas, éstas, por definición, son sólidas a temperatura ambiente y se debe aumentar su temperatura hasta el estado líquido cuando se van a utilizar en cualquier proceso. Aparte del cambio de estado de sólido a líquido y viceversa, no sufren cambio químico y el ciclo de fundición-solidificación se puede repetir indefinidamente. Por contra, las resinas químico-estables o termoestables, son líquidas a temperatura ambiente y deben curarse para alcanzar el estado líquido. Esto se puede llevar a cabo por medios químicos a temperatura ambiente, mediante calentamiento a elevada temperatura, o mediante diferentes tipos de radiación como las radiaciones ultravioletas, haz de electrones, rayos gamma y microondas. Una vez curada, las termoestables contienen una red molecular de enlaces altamente cruzados. Éstas no pueden volverse a fundir sin sufrir una seria degradación y además, generalmente, son insolubles. Sin embargo, pueden ser atacadas por solventes y algunos agentes químicos (incluso el agua), especialmente a alta temperatura, que les puede provocar un ablandamiento, ensanchamiento y reducción de la temperatura de transición vítrea (T_g).

Algunas resinas termoestables, especialmente aquellas con las mejores prestaciones a elevadas temperaturas, son sólidas o virtualmente sólidas a temperatura ambiente en su estado antes del curado. Estas resinas deben ser primero convertidas a líquido mediante calentamiento o mediante el uso de algún solvente de manera que pueda ser impregnada y se pueda consolidar el refuerzo (fibras) para que posteriormente se cure por calentamiento a una temperatura más elevada. Uno de los factores críticos en las prestaciones de todas las matrices resinosas es la máxima temperatura a la que pueden ser utilizadas en condiciones de servicio. Este valor normalmente viene caracterizado por la temperatura de transición vítrea (T_g) o por la temperatura de distorsión (HDT), valores que vienen detallados en la normativa.

Las resinas termoplásticas pueden ser amorfas o parcialmente cristalinas. Las últimas suelen tener una HDT superior y mayor resistencia a los solventes. Las resinas termoestables son siempre amorfas pero difieren bastante en su T_g y en la resistencia al ataque de solventes.

Los polímeros termoestables se fabrican normalmente a partir de precursores líquidos o semi-sólidos que endurecen irreversiblemente; esta reacción química es conocida como policondensación, polimerización o *curado,* y al final del proceso la resina líquida se convierte en un sólido duro con eslabones químicos en cruz, lo que produce una red tridimensional tirante de cadenas de polímero. Las unidades moleculares que forman la red y la longitud y densidad de los eslabones en cruz de la estructura influirán en las propiedades mecánicas del material; a red y la longitud de las unidades están en función de los productos químicos utilizados y los eslabones en cruz están en función de la temperatura de curado.

A diferencia de los termoplásticos, esta reacción es irreversible y el polímero no puede ser reciclado. El polímero no funde, pero si la temperatura se incrementa lo suficiente, el polímero termoestable comienza a descomponerse y a degradarse.

El proceso de polimerización para termoestables tiene generalmente lugar en dos etapas, la primera en la planta química, donde las moléculas se polimerizan parcialmente formando cadenas lineales, y la segunda en la planta de producción de piezas, donde el entrecruzamiento se completa bajo el calor y la presión de moldeo.

El curado es importante para alcanzar las propiedades óptimas del polímero. Muchos termoestables pueden polimerizar a temperatura ambiente pero el material suele ser expuesto a una temperatura relativamente alta en un curado final destinado a minimizar cualquier curado posterior y cambios de propiedades durante la vida en servicio.

Las tensiones de contracción durante el proceso de polimerización, que es una reacción exotérmica, y las tensiones térmicas provocadas por las diferencias entre el coeficiente térmico de expansión de la matriz y la fibra pueden afectar a las microtensiones propias de los materiales compuestos; estas tensiones se añaden a las desarrolladas por la carga externa. Las tensiones producidas por la contracción del polímero pueden ser suficientes para producir microfisuras incluso en ausencia de carga externa.

Podemos realizar una clasificación de las matrices termoestables en función de la temperatura de utilización.

Tabla.1.2.2 Clasificación de las resinas termoestables en función de la temperatura de utilización

Bajas Temperaturas	Poliéster	Isoftálica Ortoftálica Ácido caliente
Medias Temperaturas	Vinilester Epoxi	
Medias-Altas Temperaturas	Fenólica	
Altas Temperaturas	Bismaleimida Poliimida Esteres cianato Polieteramida	

1.2.1 Resinas epoxi

La química de las resinas epoxi está basada en la capacidad del radical epóxido (figura 1.2.2), para reaccionar con un amplio rango de otros radicales orgánicos y efectuar enlaces cruzados sin la aparición de un producto condensado. Las resinas son difuncionales o polifuncionales, en términos del grupo epóxido, y pueden estar basadas en estructuras alifáticas o estructuras aromáticas en forma de columna vertebral. De hecho, la mayoría de las resinas utilizadas para procesos de laminación son aromáticas pero algunas veces mezcladas con material alifático. Las resinas basadas en material alifático son frecuentemente la base de los adhesivos o los sistemas de recubrimiento, donde su flexibilidad mejorada es ventajosa. En general las resinas aromáticas dan superiores prestaciones en los materiales compuestos. La resina se cura por reacción con un agente de curado y la reacción a menudo se controla mediante el uso de catalizadores y aceleradores. Los sistemas de resinas comerciales son a menudo una mezcla compleja de resinas, agentes de curado, catalizadores/aceleradores, modificadores termoplásticos, y otros aditivos. De este modo estas resinas pueden ser adaptadas para reunir los requerimientos, a menudo conflictivos, de altas prestaciones y facilidad de procesado.

Las fórmulas estructurales de dos de las más comunes resinas base se muestran en la figura 1.2.2. Estas resinas son todas altamente aromáticas con diferentes grados de funcionalidad del epoxi. Los agentes

de curado son normalmente anhídridos difuncionales o aminas, un ejemplo de los cuales se muestra también en la figura 1.2.2.

Grupo epoxi

Resina de epoxi disfuncional- “DGEBA”

Resina de epoxi tetrafuncional- “TGMDA”

Agente de curado diamina- “DDS”

Figura 1.2.2 Resinas de epoxi difuncionales y tetrafuncionales y un agente de curado diamina[15]

En la figura 1.2.3 se muestra un esquema de la reacción de curado para una resina de diglicidal éter de bisfenol A (DGEBA) con una diamina. El principal desafío en la formulación de resinas epoxi es equilibrar sus prestaciones a elevada temperatura, especialmente la resistencia a tracción (en caliente o húmedo) del material compuesto, con su dureza y tolerancia al daño medida mediante una compresión después del ensayo de impacto. Al mismo tiempo, se debe mantener una adecuada procesabilidad del material. Los sistemas basados en la reacción del tetraglicidal metileno dianilina (TGMDA) con diamino difenil sulfato, dan lugar a una resina curada una elevada T_g pero una inaceptable fragilidad. Los sistemas actuales de altas prestaciones pueden estar basados en similares ingredientes principales pero con adición de termoplásticos funcionalizados (polisulfatos, poliéster sulfatos, o poliimidas) y otros aditivos. Esto da lugar a la formación de complejas estructuras dobles en la resina curada formadas por dominios interpenetrantes de fases ricas en termoestables y fases ricas en termoplásticos. Utilizando esta tecnología, se puede obtener un equilibrio muy favorable entre la resistencia a tracción, la tolerancia al daño después de un ensayo de impacto y la procesabilidad del material.

Las resinas epoxi son termoendurecibles que contienen en su molécula dos o varias funciones epoxídicas o glicídicas. La resina epoxi más típica es el diglicidilester del bisfenol A (DGEBA).

La dureza de los epoxis es superior a la de las resinas de poliéster y, por ello, pueden operar a temperaturas más altas. Tiene buena adherencia a muchos sustratos, baja contracción durante la polimerización y son especialmente resistentes a los ataques de álcali. Esto permite moldeos de alta

calidad, con buena tolerancia dimensional, para ser fabricado.

Las resinas epoxi se caracterizan por tener una baja retracción, un buen comportamiento a temperatura elevada, hasta 180ºC, y una buena resistencia a los agentes químicos.

O O
H_2C-CH-CH_2-O-R-O-CH_2-CH-CH_2 + H_2N-R'-NH_2

Resina epoxi diamina

O OH
* H_2C-CH-CH_2-O-R-O-CH_2-CH_2-CH-NH-R'-NH_2* + Epoxi
*

O OH
* H_2C-CH-CH_2-O-R-O-CH_2-CH_2-CH
N-R'-NH_2* * Más reacciones
O
* H_2C-CH-CH_2-O-R-O-CH_2-CH_2-CH
OH

Figura 1.2.3 Durante el curado de una resina epoxi con amina, cada amina reaccionará con dos grupos epoxi, por lo que la diamina es tetrafuncional. Esto da lugar a una densa malla de enlaces cruzados, sin la formación de un producto condensado [15]

Clasificación de las resinas epoxi

La mayoría de resinas epoxi están basadas en tres estructuras químicas: **TGMDA** (dianilina tetraglicidil metileno), **DGEBA** (diglicidil eter de bisfenol A), y fenolformaldehído epoxi novolaca. La principal diferencia entre las moléculas es que TGMDA y las novolacas curan a una densidad de entrecruzamiento mayor que la epoxi Bisfenol A, la cual presenta altos valores de módulo de Young y temperatura de transición vítrea (T_g) pero bajos valores de deformación a la rotura.

TGMDA. Esta molécula constituye el componente más importante de las formulaciones de resinas epoxi para aplicaciones de alta tecnología.

La alta densidad de entrecruzamiento da a esta resina un alto valor de módulo de Young y una alta temperatura de servicio. Se ha demostrado que la resistencia de compresión de los laminados carbono/epoxi es proporcional al módulo de Young de la matriz.

Existen algunos inconvenientes a la alta densidad de entrecruzamiento de las resinas TGMDA. La principal objeción es que la deformación a rotura es baja, apenas 1,5 %, lo cual lleva a delaminaciones antes del impacto y baja resistencia a compresión después del impacto. Esta molécula presenta una gran absorción de agua, hasta un 6 % del peso de la resina, esto puede provocar una reducción de T_g en más de 55 ºC.

Figura 1.2.4 Estructura de una molécula TGMDA. Puede observarse su carácter tetrafuncional [15]

En la actualidad, Ciba Geigy es la mayor empresa suministradora de TGMDA, bajo el nombre comercial de Araldite MY 720. Ciba Geigy además ha desarrollado una versión líquida de TGMDA, Araldite MY 722, la cual puede utilizarse en aplicaciones de RTM y enrollamiento filamentario.

DGEBA. Epoxi basada en Bisfenol A, es la resina más utilizada actualmente. Esta resina es elaborada por reacción de bisfenol A con epiclorohidrina.

Figura 1.2.5 Estructura del epoxi bisfenol A[15]

Figura 1.2.6 Reacción de la resina epoxi [7]

Dow Chemical, Shell Chemical y Ciba Geigy son los principales suminstradores de las resinas epoxi Bisfenol A líquidas.

La resina epoxi Bisfenol A cura a menor densidad de entrecruzamiento que la tetrafuncional, esto implica que el módulo y la T_g de la resina bifuncional (Bisfenol A) son más bajos. Además las propiedades mecánicas también se ven reducidas. Sin embargo, el curado de la resina epoxi Bisfenol A tiene una mayor deformación a rotura y también menor absorción de agua.

Tabla 1.2.3 Propiedades de las resinas epoxi más utilizadas[15]

	TGMDA	**Bisfenol A**
Módulo de Young (MPa)	3800-4500	2750-3450
Deformación a rotura (%)	1-2	5-8
Tg (ºC)	175-235	120-175
Absorción de agua (%)	4-6	2-3

Otras epoxis. En la industria de los materiales compuestos se usan otros tipos de resinas epoxi además de la epoxi Bisfenol A y la TGMDA tetrafuncional.

- Las epoxi **Novolacas** curan a mayor densidad de entrecruzamiento que TGMDA. La adición de Novolaca a la formulación de la resina incrementa la T_g de la resina, pero disminuye la deformación de rotura. Las Novolacas son usadas ampliamente en las formulaciones de prepegs

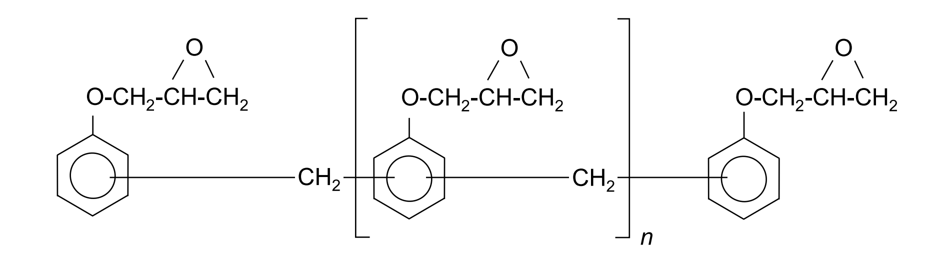


Figura 1.2.7 Poliglicidil Eter de Fenol-Formaldeido Novolac

- Las resinas epoxi **trifuncionales**, tienen propiedades intermedias entre la epoxi Bisfenol A y la TGMDA. Las resinas epoxi trifuncionales se usan principalmente como un modificador en las formulaciones de los prepegs, por ejemplo, para incrementar la deformación a rotura de una resina TGMDA o para incrementar la T_g de una resina Bisfenol A

- La epoxi **Bisfenol F**, es similar a la Bisfenol A. La ventaja de la epoxi Bisfenol F es que presenta menor viscosidad, en torno a 2000-4000 cps, y además necesita menor cantidad de diluyente epoxi alifático en formulaciones que requieren una baja viscosidad

O
CH_2 - CH - CH_2 - O
CH_2
O
O - CH_2 - CH - CH_2

Figura 1.2.8 Diglicil Eter de Bisfenol F

- Las resinas epoxis **alifáticas** representran un papel principal en resinas para RTM, para enrollamiento en húmedo, y para laminados. Estas son usadas como diluyentes porque curan junto con la resina y poseen una viscosidad muy baja.

Agentes de curado

Para el caso de las resinas epoxi la elección del agente de curado es muy importante. Con las resinas de poliéster y viniléster el catalizador de curado altera el tiempo de curado, pero no afecta sustancialmente a la viscosidad de la resina o a las propiedades finales del polímero. Con fenólicas, ésteres cianatos, o bismailemidas el número de agentes de curado adecuados es bastante limitado, así que normalmente se usa un sistema formulado completamente. Para las resinas epoxi, en contraste, existe una amplia posibilidad de elección de agente de curado adecuado, ya que éstos determinan las propiedades térmicas y mecánicas últimas de la resina.

Los agentes de curado son de tres tipos básicamente: aminas, anhídridos y catalíticos. Las aminas además pueden ser divididas en alifáticas, cicloalifáticas y aromáticas.

- *Aminas alifáticas.* Curan la resina epoxi a temperatura ambiente, poseen baja temperatura de servicio puesto que su T_g está solamente sobre 60-120ºC

- *Aminas cicloalifáticas.* Las cicloalifáticas pueden gelificar una resina epoxi a temperatura ambiente, pero con un post-curado la T_g de la resina se aproxima a valores correspondientes a aminas aromáticas.

- *Aminas aromáticas.* Las resinas epoxis curadas con aminas aromáticas presentan las mejores propiedades mecáncicas, pero requieren temperaturas de curado de 120-175 ºC. Generalmente se utilizan dos aminas aromáticas, la diaminodifenilsulfona (DDS) y La dietiltoluendiamina (DETDA)

Figura 1.2.9 Diaminodifenilsulfona (DDS)

- *Agentes catalíticos de curado.* Se utilizan varios catalizadores en conjunción con otros agentes de curado para acelerar la proporción de curado. Algunos agentes típicos son los *Imidazoles* usados a menudo para acelerar las reacciones epoxi con anhídrido y la *Diciandiamida (dici)* que es ampliamente utilizada en la industria de los materiales compuestos como el agente de curado a 120 ºC para preimpregnados

- *Anhídridos.* Son usados predominantemente en enrollamiento filamentario húmedo y en laminados del preimpregnado para circuitos de procesos y otras aplicaciones eléctricas. Los tres anhídridos más comunes son el nadic metil anhídrido (NMA), anhídrido metiltetrahidroftálico (MTHPA), y anhídrido hexahidroftálico (HHPA), todos ellos curan a resinas epoxi Bisfenol A a temperaturas de 120-175 ºC.

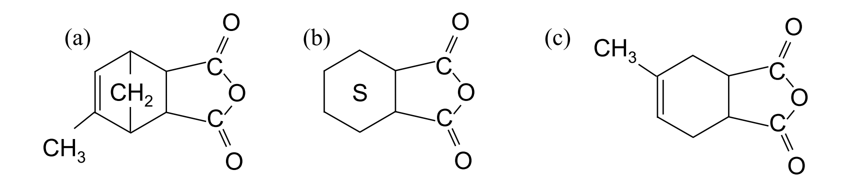


Figura 1.2.10 Diferentes agentes de curado anhídridos a) NMA, b) HHPA, c) MTHPA

Formulaciones

Las resinas epoxi son versátiles y pueden ser usadas en una gran variedad de aplicaciones. La formulación de la resina debe satisfacer los requerimientos de fabricación y cumplir unas características mecánicas determinadas. Se pueden distinguir las siguientes:

Resinas para laminado. Las resinas epoxis para laminado, en general, debe tener una baja viscosidad porque normalmente se usan para fabricar impregnados a temperatura ambiente. El componente epoxi es predominantemente Bisfenol A con un diluyente para reducir la viscosidad

Resinas para enrollamiento filamentario. Generalmente utilizadas en la industria aerospacial, suelen ser resinas Bisfenol A, algunas veces modificadas con diluyentes reactivos (epoxis alifáticas). Las piezas para aplicaciones aerospaciales se curan a elevadas temperaturas con aminas aromáticas o anhídridos

Resinas para «Resin Transfer Molding» (RTM). Similares a las anteriores, en algunos casos los mismos sistemas de resinas se pueden usar en ambos procesos. Las resinas son normalmente de baja viscosidad, formulaciones a elevada temperatura de curado en Bisfenol A o Bisfenol F y agentes de curado en aminas aromáticas o cicloalifáticas.

Preimpregnados de curado a 175 ºC. Usados normalmente en la industria aerospacial por su rendimiento a alta temperatura y porque con estas resinas se obtienen los laminados de mayores prestaciones. La epoxi es predominantemente TGMDA pero generalmente contiene varias cantidades de resinas de menores propiedades. Los agentes de curado son aminas aromáticas, especialmente DDS, algunas veces en conjunción con un acelerador en forma de un ácido Lewis.

Preimpregnados de curado a 120 ºC. La mayoría de las resinas de preimpregnado de curado a 120 ºC están compuestas de epoxi Bisfenol A, pero los materiales tienen formulaciones complejas.

Preimpregnados de curado a 60-120 ºC. Existen algunos materiales a bajas temperaturas, que pueden ser considerados dentro de una tercera categoría de preimpregnados. Fueron desarrollados para suministrar a mercados crecientes de artículos deportivos e industrias navieras. Formulados para curar con contenidos bajos de vacío mediante presión por bolsa de vacío.

1.2.2 Resinas viniléster

Las resinas termoendurecibles viniléster son relativamente recientes y están llamadas a tener un gran desarrollo, a pesar de su coste elevado, de 1.5 a 2 veces superior al de las poliéster clásicas. Estas resinas son el resultado de una poliadición de resina epoxi sobre el ácido insaturado acrílico o metacrílico.

ETER DIGLICIDILICO DEL BISFENOL A ACIDO METACRILICO

VINILESTER

Figura 1.2.11 Estructura de una matriz de viniléster basada en un epoxi A bisfenol [12]

Se presentan en disolución con un 30-40% de monómero reactivo, generalmente estireno, y se utilizan de la misma forma que las resinas de poliéster con los mismos aceleradores y catalizadores. Las principales características de este grupo de resinas son:

- Buenas cualidades mecánicas y, de forma particular, excelente resistencia a la fatiga
- Excelente fluidez, que facilita su impregnabilidad y moldeo
- Buena adhesión sobre las fibras de refuerzo, debido a los grupos hidroxilos sobre las ramificaciones de la cadena
- Resistente a la corrosión, incluso en agua caliente
- Buena resistencia al fuego, que se puede mejorar por modificación de la molécula viniléster mediante átomos de cloro o bromo, obteniendo resinas autoextinguibles.

Figura 1.2.12 Estructura de una matriz de vinilester basada en un epoxi A bisfenol [12]

1.2.3 Resinas de esteres cianato

Las resinas esteres cianato son matrices versátiles que ofrecen una elevada resistencia, dureza y propiedades eléctricas y muy baja absorción de humedad. Además mejoran la estabilidad dimensional, eliminan la corrosión provocada por las impurezas de la resina y tienen una buena reparabilidad.

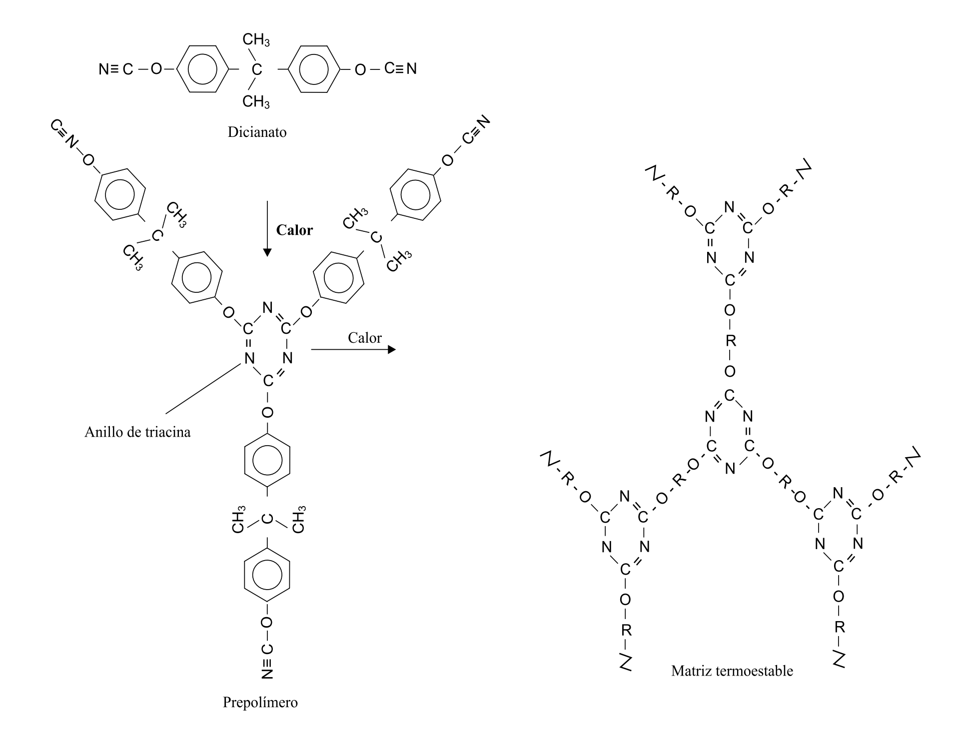


Figura 1.2.13 Mecanismo de curado por trimerización de un ester cianato [12]

Las resinas ester cianato curan por un proceso de trimerización formando una estructura anular de triazina. Esta reacción puede tener lugar sin catalizador si se aplica suficiente calor. Si la temperatura de curado es menor de 175º C, entonces se requiere catalizador. Los más comunes son: metales complejos de transición de cobalto, manganeso o zinc, acetil cetona, naftaleno o cobalto. Se recomiendan concentraciones de catalizador de 25-800 ppm.

Estas matrices pueden formularse para competir con las bismaleimidas y poliimidas para aplicaciones de altas temperaturas. Monómeros típicos son los bisfenol-esteres y ácido ciánico que ciclotrimerizan durante un segundo curado para formar anillos de triazina substituidos.

Normalmente son endurecidas con termoplásticos o partículas esféricas de caucho. El curado es relativamente sencillo, comparado con las epoxis, debido a su perfil de viscosidad y volátiles. Las resinas ester cianato comerciales presentan las siguientes propiedades:

Densidad: 1.25 kg/dm^3

Viscosidad: 5 – 300 cps

Tiempo de gel a 200 ºC: > 30 minutos

Tg: 400 C

Constante dieléctrica 1 MHz: 3

Resistencia a tracción: 35 MPa

Módulo a tracción: 3000 MPa

Elongación (%): 2

Resistencia a compresión: 300 MPa

Las aplicaciones más características son: radomas, antenas, misiles y microelectrónica.

1.2.4 Resinas polieteramida

PEAR Industries (Toronto, Canadá) suministra una nueva familia de resinas termoestables de polieteramida. Se derivan de bisoxazolinas y fenólicas libres de formaldehido. Están diseñadas para competir en coste y prestaciones con las resinas epoxi, bismaleimidas y poliimidas para aplicaciones de alta temperatura. La inherente formulación termoestable de gran dureza ofrece estabilidad ante la oxidación para altas temperaturas. Su resistencia a la tracción está en torno a los 195 MPa.

Las aplicaciones son: Aeronáutica, Espacio, Sector eléctrico, Automoción.

1.2.5 Resinas de poliéster no saturado

Las resinas de poliéster insaturadas constituyen la familia más importante de las resinas termoestables utilizadas en los materiales compuestos. Se utilizan en más del 90% de los laminados comerciales. El sistema está basado en ésteres formados entre ácidos orgánicos bifuncionales, una proporcion de los cuales debe ser insaturado, y alcoholes y dioles bifuncionales. Un sistema típico podría estar basado en ácido fumárico insaturado, ácido isoftálico insaturado y glicol propileno. Sus fórmulas estructurales se

muestran en la figura 1.2.14 (a) junto con el principio de la reacción de esterificación (figura 1.2.14 b). Hay que hacer notar que como subproducto de la reacción de esterificación se obtiene la condensación de agua. Esto no es deseable durante el procesado del material compuesto, puesto que la producción de agua o de cualquier otra substancia condensada, podría conducir a dicha substancia a entrar o formar parte del material compuesto; este efecto podría dar lugar a una porosidad o degradación del material compuesto.

En los sistemas de poliéster insaturados (UPE) este problema se evita llevando a cabo la reacción de esterificación de forma separada previamente a la operación de procesado del material compuesto: una mezcla de las proporciones apropiadas del ácido insaturado, del ácido saturado y el diol se calientan en un recipiente. La reacción es bastante lenta, y el agua condensada se elimina en forma de vapor. La reacción se mantiene hasta que el grado de polimerización (DP) del poliéster alcanza el nivel requerido. En la práctica esto es bastante lento. El poliéster fundido, sin embargo, tiene el suficiente peso molecular como para solidificar si se enfría hasta la temperatura ambiente. En este punto de la reacción es un termoplástico. Como no se desea su solidificación en estos momentos, el poliéster se mezcla con un monómero de vinilo, normalmente estireno, que disuelve el poliéster, formando un líquido de consistencia densa (parecido a la del almibar). Esta es la forma usual de obtener la resina insaturada de poliéster. Su viscosidad se puede controlar por el grado de polimerización del poliéster y por la proporción de estireno añadido. Un grado de polimerización mas bajo, y/o una relación de estireno mas elevada produce o da lugar a una menor viscosidad. Las resinas comerciales se disponen en un amplio rango de viscosidades según las diferentes operaciones de procesado a que va a someterse y según los diferentes requerimientos de prestaciones exigidas. Este rango está comprendido normalmente entre 10 a 10000 mPa·s a 20ºC (1 mPa·s (milipascal-segundo) = 1 cps (centipoise)). Las prestaciones de la resina también están influenciadas por la elección y proporciones de los tres ingredientes principales así como por el número de aditivos diferentes y modificadores (por ejemplo, retardantes del fuego) que se utilizan. Existen cientos de diferentes formulaciones de poliéster comercialmente. Esto permite a los diseñadores y fabricantes seleccionar la resina adecuada al producto que se va a fabricar.

El curado de una resina de poliéster insaturada está afectada por el uso de iniciadores químicos y aceleradores y por la aplicación de calor o exposición a la radiación. En el curado simple a temperatura ambiente de un sistema, el acelerador es un pequeño porcentaje de una sal de cobalto orgánica, la cual es añadida a la resina (normalmente por el suministrador, por ejemplo la resina preacelerada). Esto se hace así para evitar posibles accidentes que podrían ocurrir si el acelerador concentrado y el iniciador se mezclaran directamente, pues reaccionan de forma explosiva. Cuando la resina se prepara para ser utilizada en el proceso, se mezcla uniformemente entre un 1 y un 5% del catalizador con la resina preacelerada. El iniciador (a menudo descrito incorrectamente como un catalizador), es normalmente un peróxido orgánico (por ejemplo, peróxido de metil etil cetona MEK). Su función es reaccionar con el acelerador, lo que ocasiona que la molécula se rompa, produciendo radicales libres que inician una reaccion de polimerización adicional en el estireno diluído. Los radicales libres también atacan los dobles enlaces insaturados en los residuos de ácido insaturado en el poliéster. Esto produce la grafitización de las cadenas de estireno sobre las moléculas del prepolímero de poliéster. Este proceso se muestra de forma secuencial en la figura 1.2.15. La gran utilidad de este proceso para la fabricación de materiales compuestos es que la polimerización adicional mediante radicales libres produce que no haya productos condensados.

Proceso para estructuras laminadas

a)

$HO-C(=O)-CH_2-CH_2-C(=O)-OH$

Ácido disfuncional saturado

$HO-C(=O)-CH=CH-C(=O)-OH$

Ácido insaturado disfuncional

$C_6H_4(C(=O)-OH)_2$

Ácido aromático saturado
Ácido isoftálico

$HO-CH_2-CH_2-CH_2-OH$

Alcohol disfuncional [DIOL]

$CH_2=CH-C_6H_5$

Diluente reactivo
Monómero estireno

b)

$$HO-C(=O)-R-C(=O)-OH \;+\; HO-R'-OH \longrightarrow HO-C(=O)-R-C(=O)-O-R'-OH \;+\; H_2O$$

Ácido di-funcional — Diol — Ester — Agua

$$HO-C(=O)-R-C(=O)-O-R'-O-C(=O)-R-C(=O)-O-R'-O-C(=O)-R-C(=O)-O-R'-O-C(=O)-R-C(=O)-O-R'-OH$$

Poliester lineal [DP = 4]

Figura 1.2.14 (a) Selección de los precursores típicos de resinas de poliéster insaturadas (UPE). Tanto el ácido insaturado como el estireno contienen enlaces dobles de carbono (C=C). (b) Reacción de esterificación entre un ácido carboxil y un hidroxil sobre el diol. Esto conduce a la formación de un puente de éster entre los dos grupos de núcleos (R, R') y la eliminación de una molécula de agua

- U = U - G - AA - G -AA - G - U = U - G - AA - G -U = U - G - AA - G -

Molécula de poliéster lineal

U = U	Grupo ácido insaturado
AA	Ácido saturado
G	Glicol
S	Estireno

```
 S                                       S
 |                                       |
- U - U - G - AA - G -AA - G - U = U - G - AA - G - U - U - G - AA - G -
      |                                                 |
      S                                                 S
      |                                                 |
      S                                                 S - S - S
      |                                                         |
      S                          S                              S
      |                          |                              |
                           - U - U - G - AA - G -AA - G - U - U - G - AA - G - U - U - G - AA - G -
                                 |                        |                        |
                                 S                        S                        S
                                 |                                                 |
                                 S  - S  -  S                    S  -  S  -  S  -  S
                                            |                    |
                                            S               S  - S
                                            |               |
               - U - U - G - AA - G -AA - G - U - U - G - AA - G - U - U - G - AA - G -
                     |                      |                     |
                     S                                            S
```

Figura 1.2.15 Proceso de curado de una resina de poliéster insaturada mediante polimerización adicional del estireno, que ataca también los dobles enlaces en los radicales del ácido insaturado en el poliéster. Esto da lugar a la formación de puentes de estireno que enlazan las moléculas del poliéster

De forma alternativa, se puede formular un sistema de curado en caliente, omitiendo el acelerador y seleccionando un iniciador que produzca radicales libres a la temperatura requerida del proceso, normalmente entre 70 y 180ºC. Del mismo modo, existen otros iniciadores que reaccionan bajo la exposición de radiación.

La familia de las resinas de poliéster insaturadas es por tanto el sistema mas versátil que puede ser adaptado a muchos procesos y a especificaciones de prestaciones finales. Los materiales que curan a temperatura ambiente tienen unos valores de Tg relativamente bajos y pueden ser susceptibles de ser atacados por algunos solventes. Estos materiales también son hidrolizados bajo largas exposiciones al agua (especialmente agua caliente). Sin embargo han demostrado ser completamente satisfactorios en ambiente marino a lo largo de muchos años.

Son compuestos obtenidos por policondensación de uno o varios glicoles con uno o varios diácidos en los que por lo menos uno de ellos contiene el doble enlace etilénico.

En la práctica, la resina poliéster *insaturada* se obtiene por policondensación del anhídrido maleico, anhídrido ftálico y polipropilenglicol. El polímero obtenido es disuelto en estireno. Esta solución puede copolimerizar bajo la acción de radicales libres o por el calor. Para el suministro a los usuarios, la mezcla se estabiliza con inhibidores (hidro equinona).

La copolimerización conduce al endurecimiento y se realiza sin eliminación de productos secundarios y sin necesidad de presiones ni de temperaturas elevadas.

La configuración y la composición química de la resina poliéster endurecida determinan sus características y sus propiedades (flexibilidad, dureza, resistencia mecánica, química, térmica, etc.). Estas características se derivan de los siguientes parámetros:

- Naturaleza de los constituyentes de base, dialcoholes y diácidos, sus propiedades dependerán del carácter alifático o aromático, del número de carbonos, del número de grupos éteres y del isómero.

- Proporciones relativas de los constituyentes, grado de insaturación, naturaleza del monómero, porcentaje del monómero.

Mediante una elección cuidadosa según uno o varios parámetros es posible variar de forma importante una o varias características de la resina elegida. Por ejemplo, los alcoholes o ácidos de cadenas alifáticas largas darán productos mucho más flexibles que los de las cadenas cortas y una resistencia a la temperatura mucho más baja, aunque mejor resistencia al choque. Los ciclos aromáticos aportarán rigidez, propiedades a temperaturas más elevadas y resistencia química.

No es posible definir las propiedades genéricas de las resinas poliéster. Sin embargo, es posible saber qué características particulares tendrá una resina en función de sus constituyentes de base y recíprocamente, cuál será el tipo de resina a elegir para una aplicación determinada.

Los principales tipos de resina de poliéster son: -La *ortoftálica* que es una resina de utilización general, -La *isoftálica* que tiene propiedades de resistencia superiores al desgaste y a los agentes químicos -y el tipo de *ácido caliente* que se utiliza como retardador de llama. Las resinas de poliéster isoftálicas presentan propiedades superiores desde el punto de vista de comportamiento ante ataques químicos y medioambientales.

Figura 1.2.16 Estructura de una matriz de poliéster isoftálica [12]

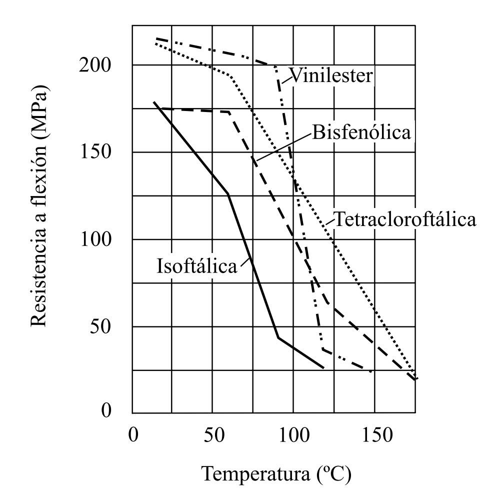


Figura 1.2.17 Resistencia a flexión frente a la temperatura para composites vidrio-poliéster y vidrio-viniléster con V_f = 40 % [10]

A la hora de formular las resinas pueden utilizarse *rellenos* y *pigmentos*, el primero principalmente para mejorar las propiedades mecánicas y el segundo para mejorar la apariencia y la protección.

Condiciones de almacenamiento de las resinas de poliéster

Las resinas de poliéster son productos inestables, por lo que las condiciones de almacenamiento deben ser consideradas con atención. Se pueden almacenar en recipientes de acero ordinario a condición de que la superficie interior esté exenta de herrumbres, ya que en este caso se favorecería la polimerización espontánea.

Por razones de seguridad y debido a que son productos inflamables y tóxicos es necesario atenerse a la legislación vigente. Para mantener la vida útil es necesario almacenarlas en locales cuya temperatura no exceda los 25ºC.

Cada referencia comercial tiene un periodo de almacenamiento determinado, a partir del cuál, las características de las resinas varían sensiblemente y en la mayoría de los casos, este periodo alcanza un máximo de seis meses en las condiciones normales de almacenamiento. Después de este tiempo, la resina alcanza un estado de gel incluso en las condiciones de almacenamiento recomendadas.

Estas condiciones se refieren fundamentalmente a mantener los recipientes cerrados, sobre todo para evitar la evaporación del monómero en el que están disueltas (estireno en la mayoría de los casos), y en ambientes frescos (por debajo de los 25ºC) y protegidos de la luz.

En definitiva, será siempre necesario conocer el tiempo de vida útil recomendado por el suministrador, variable para cada referencia, y utilizar la resina antes de la finalización del mismo. Periódicamente es aconsejable verificar el tiempo de gel de la resina en stock, así como su viscosidad, por si la resina se ve afectada por factores incontrolados.

Controles sobre las resinas poliéster

Los controles más usuales realizados sobre las citadas resinas de poliéster insaturado son: viscosidad, coloración, porcentaje de monómero, índice de ácido, índice de hidroxilo y reactividad.

Hay otras características tales como la densidad, índice de refracción, etc., que se mencionan en algunas fichas técnicas, pero que generalmente no se verifican en los controles normales. Los métodos de control varían según los fabricantes de resinas y se realizan según tests normalizados o simplemente especificaciones internas del fabricante.

Condiciones de utilización. Consejos prácticos

Para la preparación de las mezclas de resinas, aceleradores, catalizadores, etc., es suficiente con observar algunas precauciones:

- Orden de introducción de los diferentes constituyentes, hay que introducir el acelerador y homogeneizar la mezcla, a continuación las cargas volviendo a homogeneizar, introduciendo y homogeneizando por último el catalizador

- Protección de ojos y manos, con gafas y guantes de seguridad adecuados

- Ventilación suficiente, al preparar grandes cantidades, y en caso de aplicación a grandes superficies, donde la evaporación del monómero será importante

- Recipientes para el catalizador, utilizando recipientes de acero inoxidable, polietileno, aluminio puro, vidrio o porcelana para almacenar los catalizadores peroxídicos. No hay que devolver al recipiente original el peróxido no utilizado

- La limpieza es un parámetro importante de la seguridad, pero teniendo en cuenta que los disolventes utilizados para la misma (sobre todo acetona) son extremadamente volátiles, inflamables y explosivos. Hay que evitar utilizar cantidades excesivas y, sobre todo, efectuar la limpieza lejos de todo foco de calor o fuego

- Material de dosificación: No hay que utilizar jamás el mismo útil para la dosificación de catalizador y activador. En caso de medir el catalizador por volumetría, no «pipetear» nunca con la boca.

Endurecimiento de las resinas de poliéster

El endurecimiento es un fenómeno resultante de la adición de moléculas de poliéster y de monómero entre ellas, y se consigue provocando la apertura de los dobles enlaces etilénicos del poliéster y monómero. Esta apertura es posible debido a que uno de los dobles enlaces es muy inestable en presencia de ciertos cuerpos químicos llamados radicales. El endurecimiento de la resina de poliéster se efectúa en presencia de un catalizador, de dos formas diferentes:

- A temperatura ambiente, con la ayuda de un acelerador.

Tabla 1.2.4 Tipos de resinas de poliéster más utilizadas en los procesos de pequeña y mediana serie [12]

TIPOS	ÁCIDOS O ANHÍDRIDOS INSATURADOS	ÁCIDOS O ANHÍDRIDOS SATURADOS	GLICOLES	MONÓMERO	APLICACIONES
ORTOFTÁLICAS	Anhídrido Maleico	Anhídrido Ftálico	Propilenglicol, Etilenglicol	Estireno	Barcos, Estratificados industriales, Placas onduladas y planas
ISOFTÁLICAS	Anhídrido Maleico	Anhídrido Isoftálico	Propilenglicol, Dietilenglicol	Estireno	Gel Coats, Depósitos, Ingeniería Química
TEREFTÁLICAS	Anhídrido Maleico	Ácido Tereftálico	Propilenglicol	Estireno	Ingeniería Química, Resistencia química mejorada
TETRAHIDROFTÁLICAS	Anhídrido Maleico	Anhídrido Tetrahidroftálico	Propilenglicol	Estireno	Depósitos para alimentos, Cubas
BISFENÓLICAS	Anhídrido Fumárico	Anhídrido Ftálico	Bisfenol A	Estireno	Aplicaciones anticorrosión
RESINAS DE ÁCIDO TETRACLOROFTÁLICO	Anhídrido Maleico	Ácido Tetracloroftálico	Etilenglicol	Estireno	Comportamiento al fuego mejorado
RESINAS DE ÁCIDO HET	Anhídrido Maleico	Ácido HET	Etilenglicol, Dietilenglicol	Estireno	Resistencia al fuego, Anticorrosión
RESINAS AL METACRILATO METILO	Anhídrido Maleico	Anhídrido Ftálico	Propilenglicol	Estireno + MMA	Placas, Cúpulas

Tabla 1.2.5 Propiedades típicas de las resinas de poliéster polimerizadas [12]

	PROPIEDADES DE LA RESINA PURA						PROPIEDADES DEL LAMINADO		
TIPO DE RESINA DE POLIÉSTER	**Resistencia a flexión (MPa)**	**Resistencia a tracción (MPa)**	**Módulo de tracción (GPa)**	**Porcentaje de elongación**	**HDT (ºC)** (Temperatura de deflexión bajo carga)	**Porcentaje de fibra (en este caso fibra de vidrio)**	**Resistencia a flexión (MPa)**	**Resistencia a tracción (MPa)**	**Módulo de tracción (GPa)**
Ortoftálica	100	65-75	3,2	2-4	55-110	30	150	90	7
Isoftálica	140	70-85	3,5	3,5	75-130	30	230	120	8
Neopentil-glicol	130	70	3,4	2,4	110	30	170	90	7
Isoftálica / neopentilenglicol	130	60	3,4	2,5	90-115	30	160	90	7
Ácido HET	80	40-50	3,2	1,3-4	55-80	30	150	85	7
Isoftálica / ácido HET	85	55	3,2	2,9	70	30	150	90	7
Bisfenol-A	130	60-75	3,2	2,5-4	120-136	30	170	90	7
Parafina clorada	110	50-60	3,4	1,2-4,8	55-80	30	140	90	7
Isoftálica / parafina clorada	90	60	2	4,8	50	30	140	100	7

- A temperaturas elevadas.

Los *catalizadores* son peróxidos orgánicos que responden a la siguiente fórmula general **R - O - O - R'**. Estos tienen por objeto llevar a la molécula de poliéster a un nivel energético tal, que la reacción de copolimerización se haga posible en las condiciones de transformación elegidas.

Los *aceleradores* químicos utilizados dependen del tipo de catalizador y son:

- Sales metálicas de metales pesados y en particular sales de cobalto, casi siempre naftenato u octoato, en disolución 6 %
- Aminas terciarias aromáticas, como la dimetilanilina (DMA), dietilanilina (DEA), o dimetilparatoluidina (DMPT)
- Agentes reductores (sales complejas, etc.)

El curado es mediante radicales libres, análogo al de la polimerización vinílica, y tiene lugar en dos pasos.

1. Formación del radical inicial
2. Desarrollo de la reacción

Los parámetros de energía, tiempos y velocidades de endurecimiento son los principales criterios de elección de un sistema catalítico y se elegirán en función del procedimiento de moldeo empleado.

Los diversos tipos de catalizadores deben responder a características tales como ser solubles en el monómero y no reaccionar con él y ser relativamente estables a temperatura ambiente.

Las cantidades utilizadas serán función de la reactividad de la resina y de los tiempos de gel y curado requeridos. Para los catalizadores se utiliza generalmente del **1** al **3 %** con relación a la resina, mientras que para los aceleradores las cantidades son más bajas, variando entre el **0,1** y el **0,5 %** de soluciones comerciales.

Al sistema catalítico elegido suele añadirse a veces un tercer componente llamado *inhibidor*. Los inhibidores más frecuentemente utilizados son la hidroquinona, el terciobutilpirocatecol, el dibutilparacresol y la benzoquinona y las proporciones empleadas son todavía más reducidas, entre el **0,05** y el **0,1 %**.

Para un sistema catalítico dado, la reactividad de la resina es del tipo de la de la gráfica de la Figura 1.2.18, donde pueden distinguirse las siguientes fases:

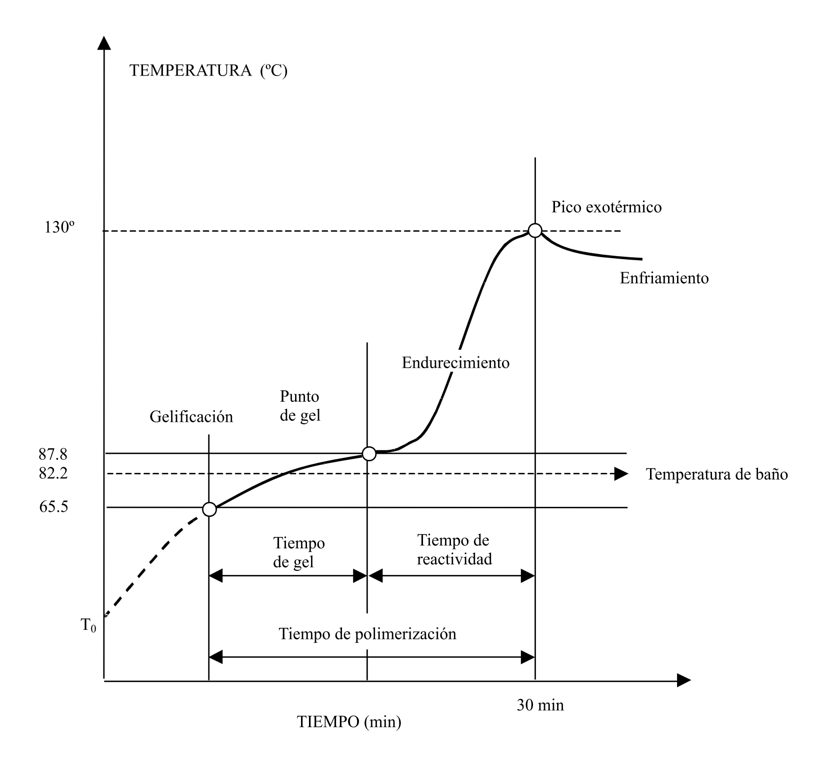


Figura 1.2.18 Fases de reactividad de la resina de poliéster [12]

Tiempo de gel, o tiempo que transcurre desde que se añade el último de los componentes del sistema catalítico a la resina y el momento en que ésta alcanza el estado de gel.

Pico exotérmico, o temperatura máxima alcanzada por la resina durante la polimerización.

Intervalo de tiempo de gel-pico exotérmico, o tiempo transcurrido entre la gelificación de la resina y el pico exotérmico.

Pueden realizarse diversos ensayos para determinar estas fases pero los más utilizados son el ensayo SPI o el de reactividad a 80ºC. Los valores que se obtienen dependen de diversos factores:

- De la naturaleza o inhibición de la resina

- De la naturaleza del propio sistema catalítico: en caliente el aumento del % de catalizador reduce el tiempo de gel y el de la polimerización. En frío, para una combinación dada el acelerador influye en los tiempos de gel mientras que el catalizador reduce el tiempo de polimerización y aumenta el pico exotérmico.

Las curvas de la Figura 1.2.19 ilustran las variaciones de los tiempos de gel de una resina de reactividad media en función de la temperatura para diferentes proporciones de peróxido y acelerador.

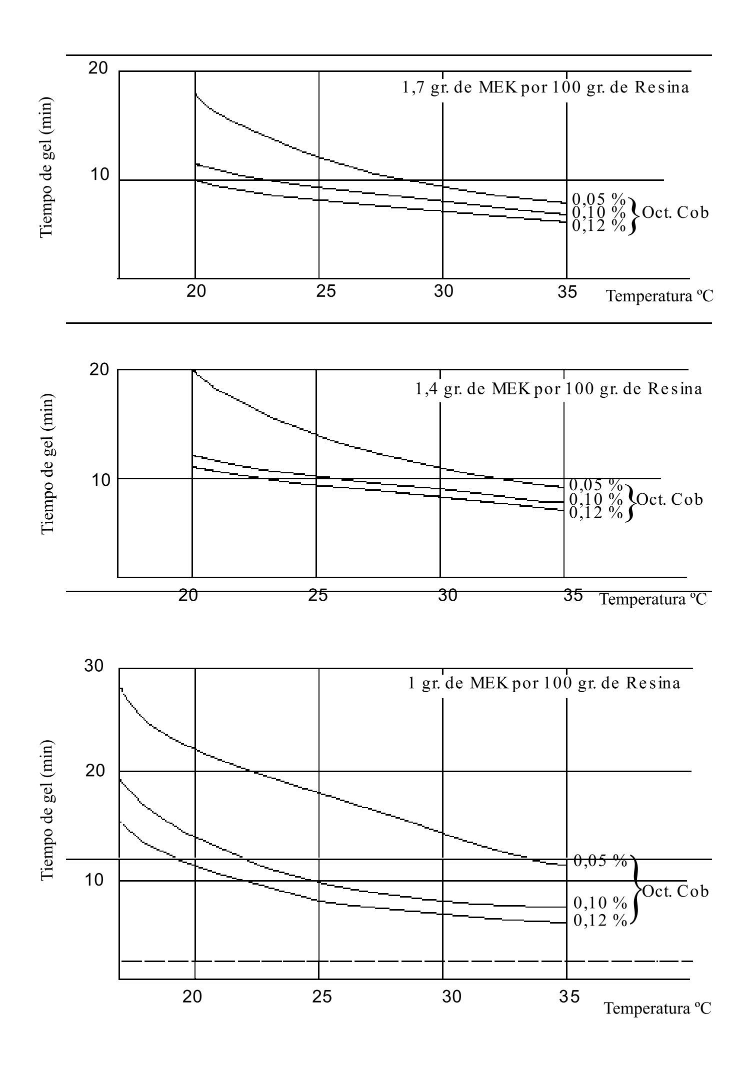


Figura 1.2.19 Estructura de una matriz de viniléster basada en un epoxi A bisfenol [12]

Reactividad en resinas de poliéster

A continuación se presentan los resultados de un estudio de la reactividad de la resina de poliéster ESTRATIL AL-100. Ésta es una resina de tipo semirígido y de reactividad media, por lo que es especialmente indicada para RTM (Resin Transfer Molding) ya que admite una polimerización a temperatura ambiente.

Tabla 1.2.6 Características de la resina líquida

Estado..	Líquido
Contenido en monómero (estireno)....................................	33%
Viscosidad a 25ºC	5 dPa·s
Aspecto..	Casi incoloro
Coloración Hazan	≤50
Coloración Lovibond: componente rojo............................	≤0.2
Coloración Lovibond: componente amarillo......................	≤1.5
Coloración Lovibond: componente azul............................	0.0
Peso específico..	1.12 g/cm^3
Índice de refracción a 25 ºC	1.540
Índice de acidez (mg KOH/g de resina).............................	24
Conservación a 25ºC en envase cerrado.............................	6 meses mínimo

Características de ensayo

Es habitual que este tipo de estudios de reactividad en resinas de poliéster se lleven a cabo en caliente (por ejemplo, ensayo de reactividad SPI). El presente estudio lleva a cabo el ensayo a temperatura ambiente , ensayo en frío, y por tanto es imprescindible el uso de un tipo de reactivos (aceleradores) que ayuden a desarrollar el mecanismo de reacción.

A la hora de establecer conclusiones sobre la reactividad de la resina, es imprescindible referirse a términos como: Tiempo de gel, tiempo de polimerización, pico exotérmico,...etc. La bibliografía existente sobre el tema no siempre es clara en la definición de algunos de estos conceptos, encontrándose distintas variantes. Para no inducir a error, se presenta a continuación un gráfico ilustrativo de la interpretación que toman estas variables en el presente estudio.

Aclaración de términos:

- Tiempo de gel: tiempo transcurrido desde la adición de los reactivos a la resina hasta la observación del primer ‘síntoma’ de gel
- Gelificación: periodo de transición entre el estado gel y el estado sólido que transcurre desde el tiempo de gel hasta el primer cambio brusco de pendiente en la etapa de endurecimiento
- Tiempo de polimerización: tiempo transcurrido desde el tiempo de gel hasta que se alcanza el máximo de temperatura (pico exotérmico)

Condiciones de operación:

A partir 100 ml de muestra se añaden a temperatura ambiente diferentes porcentajes en volumen de catalizador y de acelerador. Acto seguido se homogeneiza la mezcla, e inmediatamente se procede al control de temperatura a lo largo del tiempo, tomando más o menos medidas según la pendiente de la curva de reacción aumente o disminuya respectivamente.

Es de vital importancia el tomar cantidades de muestra lo más similares posibles y utilizar el mismo tipo de recipiente (material, volumen, forma,...); para conseguir en la medida de lo posible condiciones arbitrarias de difusión de calor a las inmediaciones de nuestro sistema (no adiabático). En este sentido, hay que tener muy en cuenta la temperatura y la humedad relativa en el ambiente. Dichas variables influyen directamente en la transmisión de calor al exterior, y por tanto repercuten en el resultado final de las curvas.

Durante el periodo de realización de estos ensayos, no se consiguieron unas condiciones ambientales todo lo constantes que hubiera sido de desear; este hecho puede explicar alguna de las pequeñas anomalías que se registran en las curvas que se muestran más adelante.

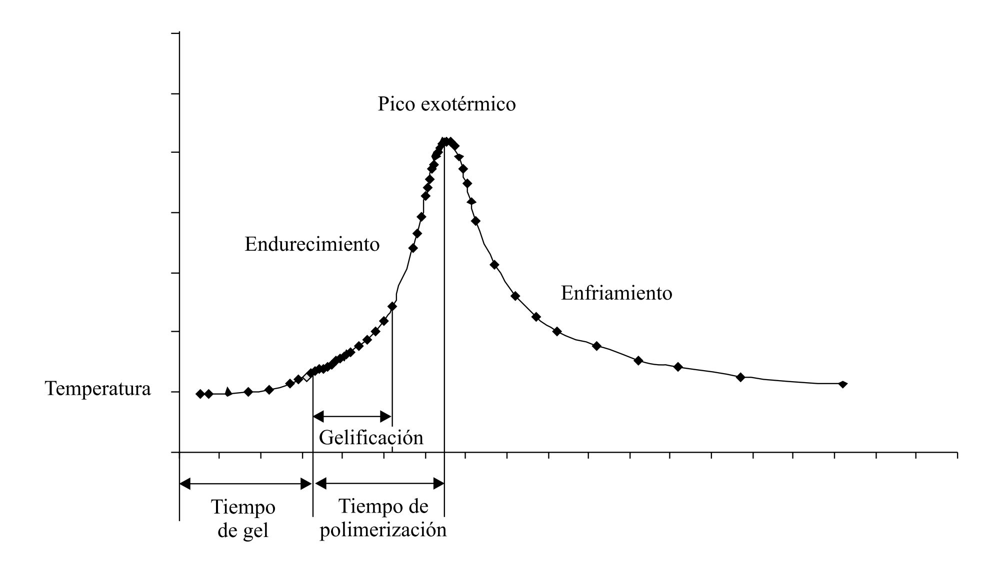


Figura 1.2.20 Diferentes etapas del proceso de curado de la resina

Discusión de los resultados

Influencia de la adición de catalizador

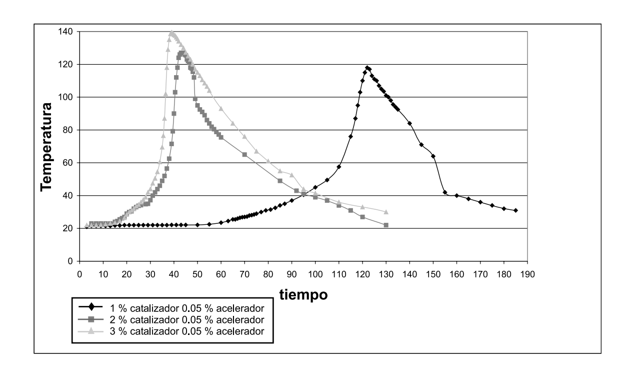
Los catalizadores tienen por objeto llevar a la molécula de poliéster a un nivel energético tal, que la reacción de copolimerización se haga posible en las condiciones de transformación elegidas.

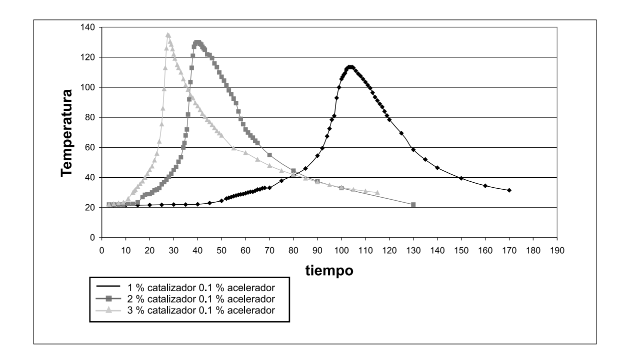
El endurecimiento de la resina es consecuencia del proceso de polimerización de ésta. Éste se lleva a cabo por interacción de moléculas de poliéster y de monómero, y se consigue provocando la apertura de los dobles enlaces etilénicos del poliéster y del monómero. Dicha apertura es posible debido a que uno de los dobles enlaces es relativamente inestable en presencia de ciertos radicales químicos.

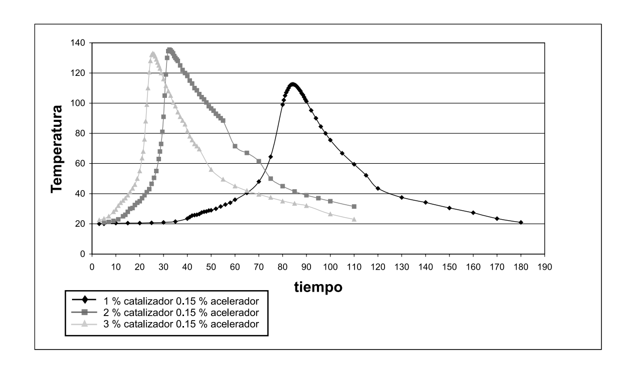
Algunos peróxidos orgánicos cumplen esta característica y son utilizados para catalizar este proceso.

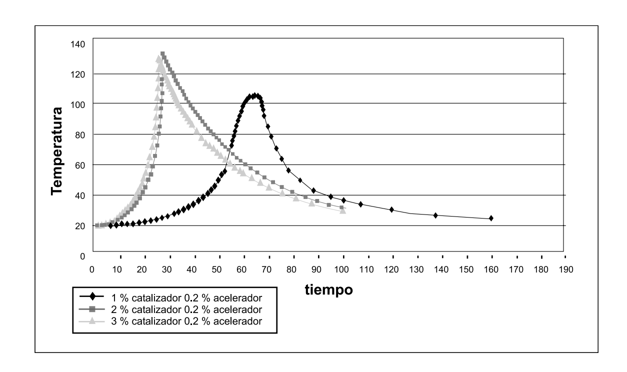
Por tanto, cabe esperar a priori que una variación de la relación resina/catalizador afecte a la reacción de polimerización.

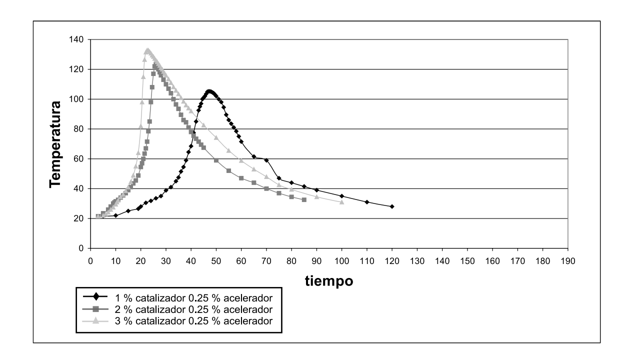
En nuestro caso el catalizador escogido para este estudio es BUTANOX (peróxido de MEK disuelto en un ftalato plastificante) en proporciones entre el 1% y 3% en volumen.











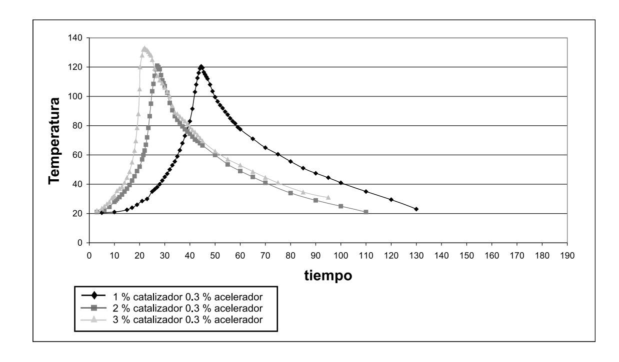


Figura 1.2.21 Variación de la temperatura para diferentes proporciones de catalizador y acelerador

Observaciones

1. Un aumento de catalizador provoca la aparición de un mayor pico exotérmico, alcanzándose mayores pendientes en la fase de endurecimiento (debido al aumento de la velocidad de reacción). En consecuencia, se consiguen tiempos de polimerización más cortos.

2. Al alcanzar máximos de temperatura más elevados, el intercambio de calor con el exterior se ve modificado, y el enfriamiento se ralentiza.
3. Hay variaciones significativas en los tiempos de gel cuando adicionamos una cantidad de catalizador inferior al 2%. Este hecho, en principio anómalo, se amplifica con cantidades muy pequeñas de acelerador, 0.05, 0.10 y 0.15%. Al parecer, por debajo de ciertos valores umbral de catalizador y acelerador, el proceso se ralentiza en gran medida, afectando al tiempo de gel.

Influencia de la adición de acelerador

En los ensayos con resina de poliéster a temperatura ambiente no basta con la adición de catalizador, ya que para que se pueda desencadenar el mecanismo mediante radicales libres debemos acondicionar el proceso mediante un tipo de reactivos llamados aceleradores.

Los aceleradores químicos utilizados dependen del tipo de catalizador. En nuestro caso el acelerador utilizado es el octoato de cobalto (perfectamente compatible con el peróxido de MEK) en proporciones entre 0.05 y 0.30 % en volumen.

OBSERVACIONES

1. Un aumento en la adición de acelerador provoca una disminución del tiempo de gel para cantidades constantes de catalizador.
2. La adición de acelerador apenas modifica los máximos de temperatura (picos exotérmicos), así como parámetros de la reacción de polimerización (pendientes de endurecimiento, pendientes de enfriamiento,...etc.)

Variación de color en resinas curadas

Las muestras representadas anteriormente, una vez curadas varían su color en función de los porcentajes de aditivos utilizados (catalizador y acelerador). Una adición progresiva de octoato de cobalto varía las tonalidades de amarillos a rosas pasando por anaranjados. La variación de catalizador simplemente matiza, aunque se observa una tendencia a los anaranjados al aumentar el % en catalizador y a los rosas al disminuir dicho porcentaje.

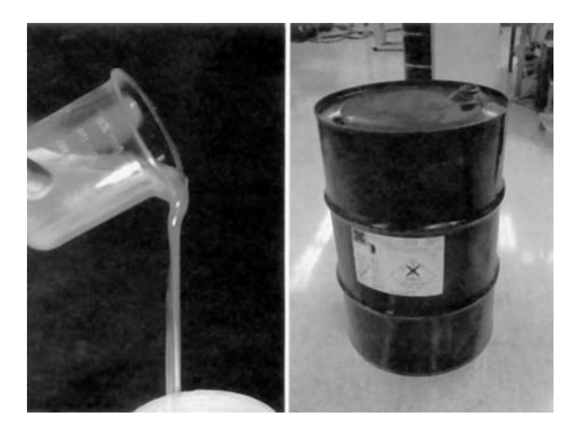
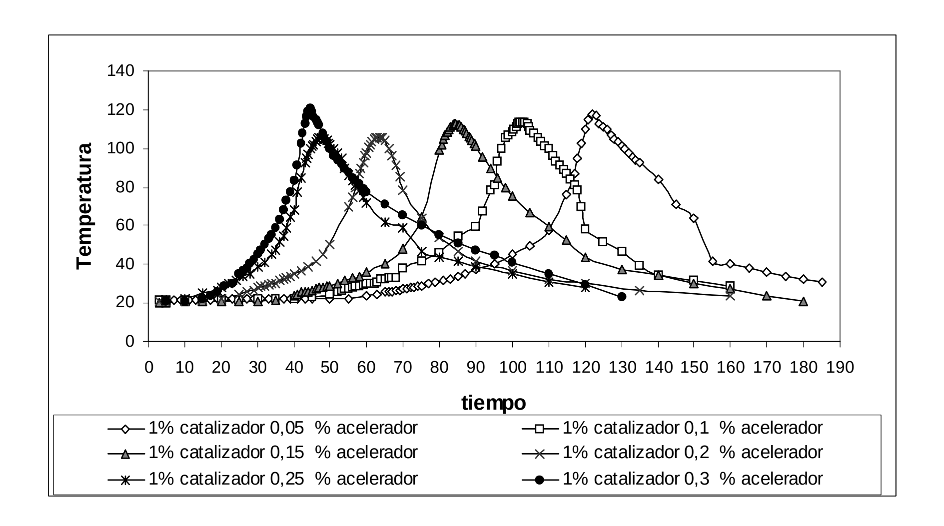
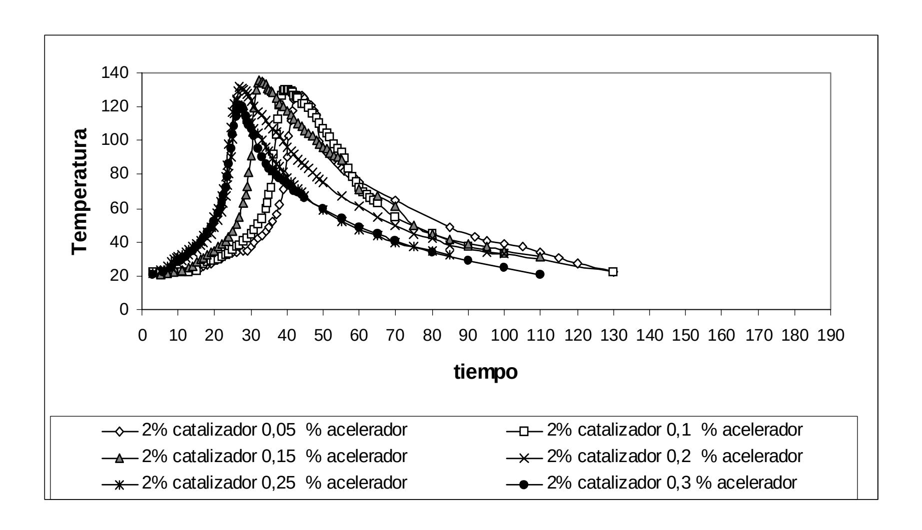


Figura 1.2.22 Resina de poliéster



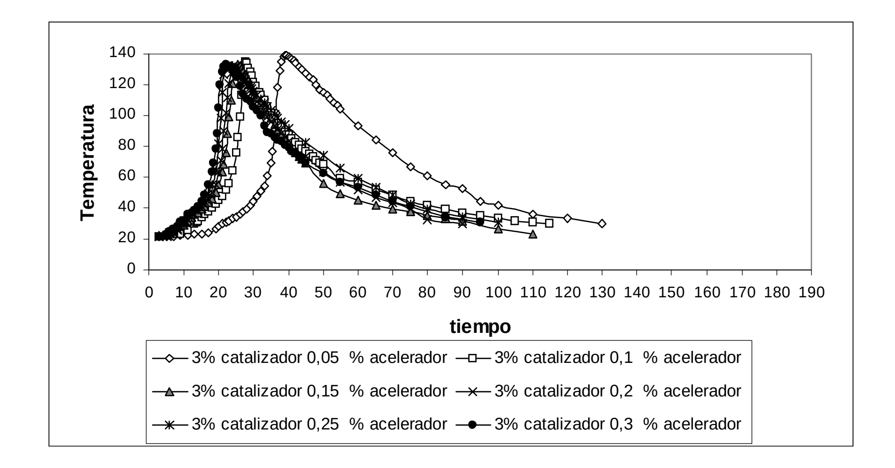
Tiempo de gel

0.05 % acelerador	66 minutos	0.2 % acelerador	29 minutos
0.1 % acelerador	53 minutos	0.25 % acelerador	19 minutos
0.15 % acelerador	41 minutos	0.3 % acelerador	19 minutos



Tiempo de gel

0.05 % acelerador	21 minutos	0.2 % acelerador	10 minutos
0.1 % acelerador	13.5 minutos	0.25 % acelerador	10.5 minutos
0.15 % acelerador	11 minutos	0.3 % acelerador	9.5 minutos



Tiempo de gel

0.05 % acelerador	21 minutos	0.2 % acelerador	10 minutos
0.1 % acelerador	13.5 minutos	0.25 % acelerador	10.5 minutos
0.15 % acelerador	11 minutos	0.3 % acelerador	9.5 minutos

Figura 1.2.23 Variación de la temperatura para diferentes proporciones de catalizador y acelerador

Aplicación al proceso de RTM

El objetivo principal de una máquina de RTM es suministrar resina tratada a un molde que alberga en su interior una preforma de un determinado material. La operación descrita, depende de unas condiciones de operación, como son el tipo de resina (características físicas, características de polimerización), la presión de alimentación y en menor medida las condiciones ambientales.

Un equipo básico de RTM suele estar compuesto de un compresor, válvulas reguladoras de presión, un sistema de bombeo del catalizador a la zona de mezcla y un sistema de limpieza por arrastre con disolventes (por ejemplo, acetona).

Por tanto, es fundamental conocer las características de la polimerización de la resina para obtener un buen resultado en la pieza final.

La aplicación de esta resina al proceso de RTM en un equipo como el descrito, obliga a fijar la cantidad de acelerador (homogeneizando con la resina). Según lo visto en el estudio anterior, valores idóneos de éste están entorno al 0.2%, tanto por los tiempos de gel como por la versatilidad que muestra ante distintas concentraciones de catalizador.

El bombeo de cantidades exactas de catalizador y un posterior mezclado son tareas difíciles de realizar con exactitud. Así, el estudio anterior nos puede también ayudar a encontrar fallos de esta parte del sistema, por comparación de gráficos.

Para el caso más común, 0.2% acelerador y 2% catalizador, la resina que sale de la pistola de RTM presenta la siguiente curva.

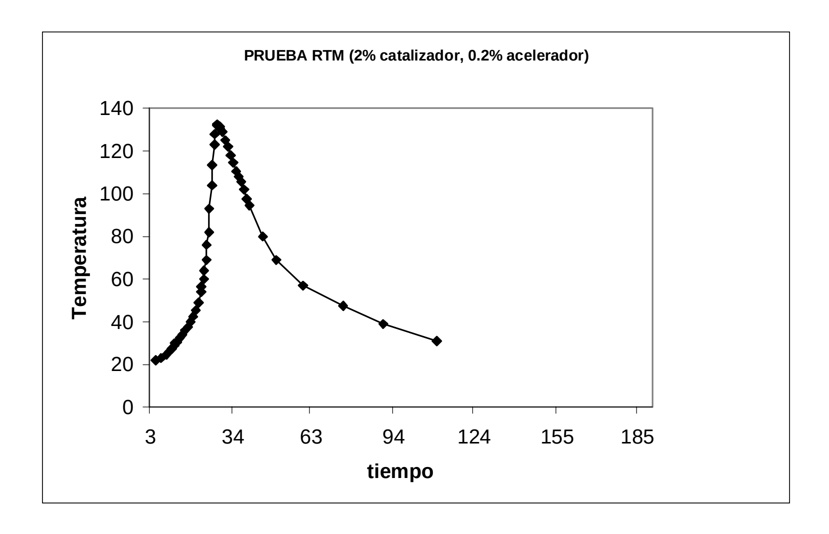


Figura 1.2.24 Variación de la temperatura de la resina en el proceso RTM

La curva es muy similar en términos de punto de gel y pico exotérmico en comparación a la curva patrón. La única diferencia apreciable es una mayor pendiente en la curva de enfriamiento que en la referencia, aunque es muy posible que sea debido a la diferencia de temperaturas ambiente en ambos experimentos (19.5ºC y 22ºC para la referencia).

Resinas de poliéster de gran consumo

Para la obtención de materiales que no exigen características particulares (resistencia al fuego, mecánica, anticorrosión, etc.) las resinas utilizadas en los diferentes procedimientos de moldeo tienen casi siempre los mismos constituyentes de base. De hecho sólo se diferencian en las proporciones relativas de estos constituyentes o por el empleo de muy bajas cantidades de aditivos que permiten adaptar algunas características al procedimiento de moldeo elegido. Por ejemplo, mediante la variación de las proporciones relativas de diácido y del porcentaje de estireno se puede ajustar la reactividad de la resina.

En la composición de este tipo de resinas encontraremos, anhídrido maléico (más barato que el fumárico), anhídrido ortoftálico, antes que el ácido isoftálico, propilenglicol (el más barato) o polietilenglicol, estireno (algunas veces se reemplaza por el metacrilato de metilo) entre el 33 y el 50% en peso según las resinas.

Resinas de poliéster con características específicas

Al contrario que las resinas de uso general, los constituyentes de base estarán relacionados directamente con las características buscadas. Las principales resinas especiales son:

- **Resinas para preimpregnados SMC/BMC**, dentro de las cuales podemos establecer una serie de subgrupos:

- *Resinas para sistemas standards*, sin compensación de retracción, que representan el 90% del mercado del SMC. Aparentemente no tienen ninguna diferencia con relación a las de gran consumo pero es necesario decir que tienen una cualidad específica fundamental que consiste en que con ellas debe obtenerse siempre la misma curva de evolución de la viscosidad para obtener una buena reproductibilidad de los preimpregnados. Tienen como base generalmente un ácido maléico ortoftálico.

- *Resinas para sistemas de baja retracción*, generalmente a base de ácido isoftálico con un fuerte porcentaje de maléico, se venden con un aditivo termoplástico en sistema de uno o dos componentes.

Los criterios de elección de estas resinas, más caras que las de uso general son: Velocidad y nivel de maduración, constancia de la calidad para una cinética reproductible y aspecto de superficie después de moldeo.

- **Resinas anticorrosión**, generalmente ligadas a los procedimientos de moldeo por contacto, enrollamiento y centrifugación/rotación.

La composición de las resinas anticorrosión es variable en función de las características de resistencia química específica, siendo las más corrientemente utilizadas:

- *Resinas Bisfenólicas*, a base de bisfenol A, polipropilenglicol, ácido fumárico y estireno.

- *Resinas Isoftálicas*, a partir de ácido isoftálico/ácido fumárico, neopentilglicol y estireno.

- *Resinas Tereftálicas*, a base de ácido tereftálico.

Para estos tres grupos de resinas anticorrosivas, los dos primeros presentan una buena resistencia a los ácidos, siendo menor su resistencia a los álcalis y las bases. Las del grupo tercero son más específicas para la resistencia al agua (hidrólisis), aunque tienen también buenas características de resistencia a los ácidos y las bases. El criterio de elección es principalmente la resistencia al medio corrosivo al que la resina está destinada.

- **Resinas alimentarias**, utilizadas cuando se busca únicamente una polimerización total, es decir, un porcentaje de monómero residual (estireno) nulo o muy bajo.

Hay dos tipos de composición:

- *Isoftálico/fumárico/polipropilenglicol/estireno*.

- *Tetrahidroftálico/fumárico/poliprepilenglicol/estireno*.

El criterio de elección es ante todo la calidad mediante la aceptación del material compuesto por un laboratorio homologado según las normas alimentarias del país en el que vaya a ser utilizado.

- **Resinas «fuego»**. Hay numerosas resinas con características de resistencia al fuego, pero según grados muy diversos. Este tipo de resinas se puede obtener por diversos medios:

- Modificando químicamente la resina misma introduciendo en los constituyentes de base halógenos en fuerte cantidad (por ejemplo cloro o bromo en el ácido o glicol).
- Asociando la resina clásica a otros productos que aportarán la resistencia al fuego (se usan preferentemente aditivos halogenados o fosfatos orgánicos con agentes sinérgicos de formación de humos tales como el trihidróxido de antimonio y cargas como el aluminio hidratado).
- Mediante los dos procesos combinados.

Las resinas que resuelven bien este problema son generalmente a base de anhídrido maléico con ácido HET o ácido tetrabromo ftálico o tetracloro ftálico y etilenglicol.

1.2.6 Resinas fenólicas

Las resinas fenólicas se basan normalmente en la química de redisolución y fueron uno los primeros tipos de resina utilizados para la producción de materiales compuestos. Estos materiales iniciales consistían en unas telas textiles y mats o papeles impregnados con la resina y posteriormente curados. Diferentes versiones de este tipo de resinas se han producido desde 1910. Encuentran su aplicación como componentes aislantes en equipos eléctricos, reductores, y materiales que sufran desgaste (especialmente donde la lubricación es mínima) y una gran variedad de materiales laminados en forma de paneles con fines funcionales o decorativos. Las ventajas de las resinas fenólicas vienen dadas por su excelente estabilidad a elevadas temperaturas y especialmente en su retardo a la llama y baja emisión de humo y gases tóxicos cuando son expuestas al fuego. Al utilizarlas con refuerzos modernos (fibras de carbono o de vidrio), las propiedades mecánicas son menores que cuando se utilizan los refuerzos con resinas epoxi, pero su comportamiento frente al fuego, llama y su comportamiento referente a las emisiones tóxicas es superior. Los sistemas basados en resinas fenólicas se especifican generalmente en aplicaciones con requerimientos críticos de comportamiento frente al fuego como por ejemplo los interiores de la aviación comercial.

Se denomina resina fenólica al polímero resultante de la reacción de un fenol y un aldehido. Estas resinas se preparan a partir del fenol, cresol o xilenol y del aldehido fórmico.

Las reacciones conducen a un producto duro, insoluble e infusible y sobre ellas existen numerosas teorías, pero las podemos esquematizar en las dos etapas siguientes:

1. Reacción de adición

En ellas las moléculas de aldehido reaccionan con el fenol, pudiendo adicionarse hasta tres moléculas de formol con una de fenol.

Figura 1.2.25 Estructura de una matriz de viniléster basada en un epoxi A bisfenol [15]

2. Reacción de condensación

Esta reacción de condensación es más o menos rápida según el pH del medio de reacción. Las resinas utilizadas para el moldeo son prepolímeros solubles y fusibles intermedios de la etapa de condensación, es decir que la reacción es detenida en un estado determinado.

En medio alcalino la reacción de condensación es lenta, así que trabajando con pH básico se puede limitar esta reacción a la formación de prepolímeros llamados Resoles.

En medio ácido la reacción es extremadamente rápida y para controlarla se debe trabajar con un exceso de fenol con relación al formol, obteniendo entonces un prepolímero llamado Novolaca.

El endurecimiento durante el moldeo se obtendrá volviendo a acelerar la reacción de condensación que fue frenada en un estado intermedio.

Figura 1.2.26 Estructura de una matriz de viniléster basada en un epoxi A bisfenol [15]

Las resinas fenólicas, que fueron las primeras termoendurecibles utilizadas a escala industrial, se utilizan generalmente con cargas o refuerzos cuya elección se hace en función de las propiedades o

aplicaciones requeridas. Las principales propiedades de los materiales compuestos a base de resinas fenólicas son las siguientes:

- Excelentes características eléctricas
- Buena resistencia a temperaturas elevadas
- Muy buena resistencia al fuego
- Resistencia al choque
- Resistencia a la abrasión
- Buena resistencia al ataque químico y, de forma especial, al de los disolventes orgánicos
- Excelente adhesión a otras resinas (epoxi, urea-formol, etc.)
- Estabilidad dimensional

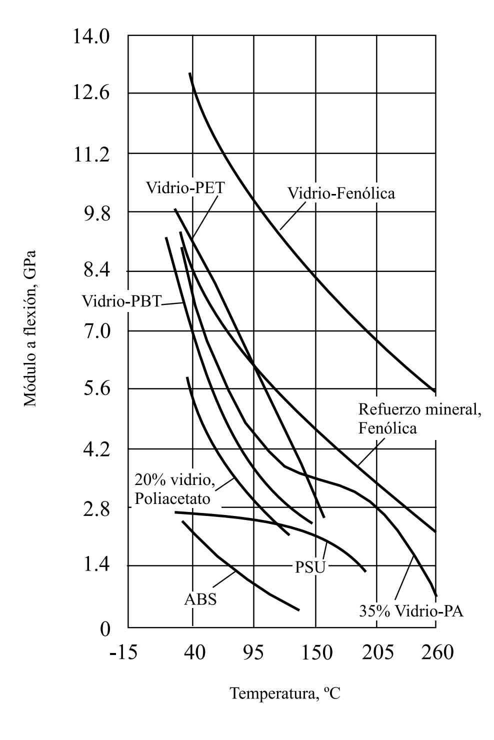


Figura 1.2.27 Módulo a flexión en función de la temperatura para varios compuestos reforzados con vidrio [10]

Si bien desde el punto de vista químico hay dos grandes grupos de resinas fenólicas (*novolacas* y *resoles*), en el campo de los materiales compuestos se pueden hacer también dos grandes clasificaciones:

- Según su presentación antes del moldeo:

  · Polvos de moldeo. Estos, especialmente los que son novolacas, sólo se utilizan en el moldeo a alta presión

  · Resinas en solución en un disolvente orgánico. Las resinas en solución, sean novolacas o resoles, se utilizan principalmente para la fabricación de preimpregnados que son moldeados a media o baja presión

  · Resinas líquidas, con un cierto porcentaje de agua.

- Según la técnica de moldeo:

  · Moldeo a alta y media presión

  · Moldeo a baja presión.

1.2.7 Resinas de bismaleimida y poliimida

Las propiedades mecánicas de los sistemas basados en resinas epoxi son generalmente las mejores que se pueden lograr con temperaturas de servicio de hasta 150 ºC. Por encima de esta temperatura, se deben de considerar resinas con mejores prestaciones a elevadas temperaturas. Existe un número elevado de sistemas que están bajo investigación o evaluación. De éstas, están emergiendo tres familias de resinas consideradas como la nueva generación de resinas de alta temperatura. Estas son las bismaileimidas, poliimidas y las resinas de éster cianato. Todas ellas están disponibles comercialmente, algunas veces mezcladas con epoxi, y ofrecen prestaciones adecuadas a temperaturas de hasta los 300ºC. Las resinas bismailemidas son las que están más establecidas alcanzando elevadas temperaturas de uso del orden de los 250 ºC, con características de procesamiento son similares a las epoxi.

Las resinas poliimidas tienen la prestación de la temperatura más elevada, pero son relativamente difíciles de procesar. La mayoría de los sistemas prácticos están basados en la química de polimerización de reactantes monómeros (PMR), y el curado final trae consigo la reacción de condensación con la obtención de vapor condensado. Se debe por tanto prever la evacuación de estos volátiles, de otra manera, aparecen niveles inaceptables de porosidad. Los sistemas de cianato éster están menos trabajados, pero podrían ofrecer una combinación de buenas prestaciones de temperatura elevada (hasta 250 ºC) y buena procesabilidad del material. Estas resinas básicas poseen baja viscosidad y curan térmicamente de forma rápida y predecible. Son relativamente costosas de sintetizar.

Se utilizan con frecuencia en materiales compuestos de matriz orgánica para aplicaciones de alta temperatura normalmente en aeronáutica y misiles, así como en circuitos eléctricos.

Las matrices de bismaleimida presentan una temperatura de transición vítrea entre 275 y 300 ºC mientras que algunas poliimidas alcanzan 350 ºC. Los volátiles y las emisiones de humedad durante el proceso de imidización y curado hacen que su proceso presente más dificultades que en las epoxis o esteres cianato.

Estas matrices presentan también mayor absorción de humedad y menores valores de dureza que esteres cianato y epoxis.

En la actualidad se está trabajando en formulaciones de bismaleimidas y poliimidas de mayor dureza.

Ácido bismaleámico

Bismaleimida

Figura 1.2.28 Esquema general para la preparación de las bismaldeidas

Tabla 1.2.7 Propiedades de las matrices utilizadas en altas temperaturas [15]

	EPOXI	ESTERES CIANATO	BISMALEIMIDA
Densidad (Kg/m^3)	1200-1250	1100-1350	1200-1300
Resistencia a tracción (MPa)	48-90	69-90	35-90
Módulo a tracción (MPa)	3100-3800	3100-3400	3400-4100
Deformación a la rotura (%)	1,5-8	2-5	1,5-3
Coeficiente de expansión térmica (10^{-6}/K)	60-70	60-70	60-65
Constante dieléctrica a 1MHz	3,8-4,5	2,7-3,2	3,4-3,7
Temperatura de curado (ºC)	150-220	177-250	220-300
Absorción de agua (%)	2-6	1,3-2,5	4-4,5

Dianhídrido Tetra-ácido Ester-ácido

Diamina

Poli (amida-ácido)

Poliimida

Figura 1.2.29 Esquema general para la preparación de las poliimidas

1.2.8 Matrices termoplásticas

En un polímero termoplástico, la larga cadena de moléculas se mantiene unida por fuerzas de Van der Waals, puentes de Hidrógeno o enlaces iónicos relativamente débiles, pero la valencia química es extremadamente fuerte, por lo que su resistencia y rigidez se derivan de las propiedades inherentes de las unidades del monómero y del elevado peso molecular. [13]

Estos polímeros pueden ser *amorfos*, lo que implica una estructura desordenada con una alta concentración de enredo molecular, o pueden ser *cristalinos*, con un alto grado de orden o alineamiento molecular. En el polímero amorfo, la estructura desordenada puede desenredarse al calentarse y convertirse en un líquido viscoso amorfo. No obstante, es difícil conseguir un polímero con una estructura cristalina pura a causa de la compleja naturaleza física de las cadenas moleculares, por lo que los denominados polímeros «cristalinos» podrían ser descritos con más precisión como polímeros semicristalinos.

Las matrices termoplasticas de altas prestaciones se han desarrollado con el doble objetivo de obtener materiales aptos para altas temperaturas y conseguir elevadas resistencias al impacto. Estas matrices son muy diferentes a los materiales termoplásticos convencionales, los cuales presentan propiedades muy bajas a altas temperaturas a diferencia de las matrices termoplásticas de altas prestaciones cuyas características son superiores a las matrices de epoxi.

Estas matrices son más duras y presentan mayores resistencias que las matrices termoestables. Debido a sus altas deformaciones de rotura permiten la incorporación de fibras de carbono de alta resistencia y modulo medio. Las matrices más importantes son el polieter eterketona (PEEK), el sulfuro de polifenileno (PPS) y la polieterimida (PEI). Las tres exhiben propiedades termoplásticas incluso en el material compuesto final. A ellas habría que añadir la poliamidaimida (PAI), que se moldea como un material termoplástico pero que tras el postcurado, presenta propiedades parcialmente termoestables, lo cual permite aumentar la resistencia a altas temperaturas.

Las matrices termoplásticas no absorben cantidades significativas de agua, pero su resistencia a los solventes orgánicos es un problema para la mayor parte de termoplásticos no cristalinos. A diferencia de las matrices termoestables, no existe un tiempo determinado para su moldeo, se les aplica calor antes de su procesado y no requiere curado, lo cual reduce los costes.

Es un área de gran interés debido a las propiedades de resistencia al impacto, a la delaminación, dureza, reducción de costes de proceso y mayor facilidad de reciclaje que para matrices termoestables.

1.2.8.1 Policloruro de Vinilo (PVC)

Uno de los plásticos más populares es, sin duda, el policloruro de vinilo, PVC. El PVC fue descubierto experimentalmente por el francés Regnault en 1838, pero no adquirió carta de naturaleza hasta 1912 con los trabajos del alemán Klatte. Sin embargo, su fabricación no comenzó hasta 1931 en la IG Farbenindustrie alemana, gracias a los trabajos de Hubert y Schönburg.

$$\left(-\underset{H}{\overset{H}{C}} - \underset{Cl}{\overset{H}{C}} - \right)_n$$

Figura 1.2.30 Esquema de policloruro de vinilo (PVC)

Para que el PVC tenga utilidad, una vez que sale de la planta de polimerización es necesario añadirle una serie de aditivos (estabilizantes, lubricantes). Pero además de estos aditivos indispensables, el PVC admite infinidad de aditivos; plastificantes, elastificantes, cargas, otros polímeros, etc., y es esto lo que le hace tan popular y apreciado, ya que en razón del número y proporción de aditivos que contenga el PVC da lugar a materiales aparentemente muy diversos y con características muy particulares. Así podremos encontrarlo como un material rígido, más o menos flexible, o hasta casi como caucho; transparente, translúcido o totalmente opaco; compacto o espumado; frágil o tenaz; mate o brillante, etc. Se puede decir que el PVC es el plástico más versátil de todos los conocidos.

El PVC es, por naturaleza, un polímero amorfo cuyas propiedades están en enorme dependencia de la formulación (aditivos) de cada material concreto. En general podemos decir que sus propiedades mecánicas no son excelentes dentro de la gama ofrecida por los plásticos; además, con la posibilidad de verse reducidas a bajas temperaturas (a partir de los -10ºC); su resistencia química es buena, aunque sea sensible a ciertos disolventes (hidrocarburos aromáticos y clorados, ésteres y cetonas) y presenta un comportamiento muy satisfactorio a los agentes atmosféricos (luz incluida), salvo que los aditivos añadidos no sean los adecuados para ese fin.

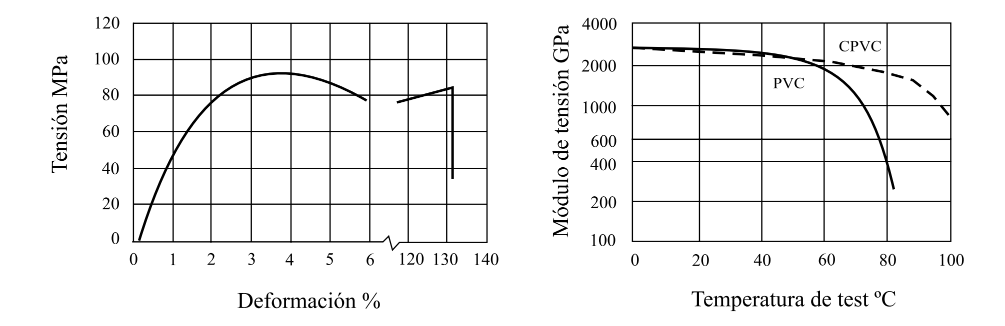


Figura 1.2.31 Propiedades típicas de PVC

El PVC plastificado se utiliza en las viviendas en forma de cortina en la ducha o de manguera flexible en el jardín. No obstante, las aplicaciones de este plástico son muchas más; recubrimiento aislante de cables eléctricos (casi todos los cables de hoy en día), tuberías y mangueras flexibles, recubrimiento de tejidos o piezas metálicas, filmes para usos diversos (entre ellos todos los juguetes hinchables), pavimentos, etc.

1.2.8.2 Polietileno (PE)

En 1931, los ingleses Perrin y Swallow, en los laboratorios de la ICI (Imperial Chemical Industrial), descubrieron que el etileno a temperaturas del orden de los 170ºC y presiones de hasta 1400 atmósferas producía un polvillo blanco, de aspecto ceroso, el polietileno. Las características más significativas de este polietileno eran su extraordinaria resistencia química y dieléctrica, y su flexibilidad, que lo hacían especialmente adecuado para aislamiento de cables. Pero la investigación sobre su posible fabricación industrial se prolongó hasta 1939, cuando se comprobó que el polietileno era el aislamiento ideal para cables de alta frecuencia, cosa vital para el entonces incipiente radar. Por eso, este polímero fue utilizado solamente como material bélico hasta el fin de la Segunda Guerra Mundial.

Entretanto ya se habían montado plantas de producción y se había comprobado lo incómodo, y hasta cierto punto peligroso, que era trabajar en esas condiciones de presión y temperatura. Unos trabajos iniciados por el italiano Natta sobre polimerización de olefinas dieron lugar a que el alemán Ziegler, del Instituto Max Plank, consiguiera la polimerización del etileno a presión atmosférica y con temperaturas superiores a los 70 ºC. Este polietileno, aparecido en 1953-1955, no se parecía en nada al anterior.

En efecto, el primer polietileno era blando, casi transparente y no conservaba su consistencia más allá de los 70-80ºC, en tanto que el último era casi rígido, opaco y resistía los 110-120ºC. Rápidamente se comprobó que la diferencia se debía a que el primero tenía una estructura muy ramificada, en tanto que el

segundo era muy lineal. Ello comportaba una estructura de carácter amorfo en el uno y de tipo cristalino en el otro. Una consecuencia inmediata, derivada de la compacidad de estas estructuras, era que el uno tenía una densidad (entre 910 y 930 Kg/m^3) más baja que el otro (entra 940 y 960 Kg/m^3).

Finalmente se ha adoptado internacionalmente el criterio de referirnos a su densidad. Se utilizan las siglas **LDPE** (de Low Density Poliethylene) para los más ramificados y **HDPE** (de High Density Polyethylene) para los más cristalinos. A este grupo se añadieron posteriormente unos polietilenos intermedios cuya densidad se encontraba entre 930 y 940 Kg/m^3 y que se bautizaron como **MDPE** (Medium Density Poliethylene). Más recientemente, han aparecido unos polietilenos de baja densidad pero estructura muy lineal que han recibidos las siglas **LLDPE** (de Lineal Low Density Poliethylene).

Estas diferentes estructuras hacen que las características sean muy diferentes. Además, el polietileno, por un proceso especial de formulación y moldeo, puede acabar con una estructura parcialmente reticulada que le confiere unas características muy especiales (especialmente en resistencia térmica).

Todos estos polietilenos, independientemente de sus diferencias estructurales, se basan en una cadena parafínica (etileno); de ahí su notable resistencia a casi todos los productos químicos, incluyendo a los disolventes (si bien alguno de estos últimos puede causar un cierto hinchamiento). Pero también, por esa naturaleza parafínica, se trata de un material apolar, es decir, antiadherente frente a adhesivos, tintas, barnices, etc., y, en el caso de la impresión, exige tratamientos especiales superficiales para conseguir un resultado aceptable.

El polietileno de baja densidad (LDPE) se utiliza para fabricar bolsas flexibles para los usos más diversos. Su inercia química y mínima aditivación lo hacen muy apreciado para infinidad de artículos domésticos e industriales en los que interesa una cierta flexibilidad. Gracias a su buena resistencia dieléctrica, frente a las altas frecuencias, se utiliza como aislante para cables de este tipo (como los cables de bajadas y conexión de la antena de los televisores).

La resistencia térmica del HDPE permite su esterilización en autoclave; por eso, se emplea también en envases de leche, sueros fisiológicos, etc.

1.2.8.3 Polipropileno (PP)

A partir de los trabajos de Natta y Ziegler con el polietileno, se intentó obtener otros polímeros partiendo de las olefinas. Así, casi a continuación del HDPE se obtenía partiendo del propileno el polipropileno (PP), cuya fabricación se inicia hacia 1957 con un gran optimismo sobre las posibilidades de este nuevo polímero. El PP era rígido pero elástico, sus propiedades mecánicas superaban al HDPE, su tacto era agradable (no ceroso como el polietileno), brillante, transparente, resistía hasta 130ºC. Su densidad, 905 gr/cm^3, era la más baja de los plásticos conocidas y, por si fuera poco, su precio era uno de los más bajos.

Lamentablemente el PP tenía dos características negativas de gran trascendencia; la primera era su sensibilidad al frío, por debajo de +4ºC; la segunda era su extraordinaria sensibilidad a la luz ultravioleta, que lo hacía envejecer rápidamente. Por eso el PP quedó relegado a unas cuantas aplicaciones en las que esos dos inconvenientes no tenían mayor importancia, y su uso fue escaso hasta los años setenta, en los que reapareció con fuerza en el mercado de los plásticos.

Esta reaparición tuvo dos causas. Por un lado, el descubrimiento de nuevos estabilizantes a la luz protegía adecuadamente al PP; por otro, la copolimerización de propileno-etileno había dado lugar a unos

productos de buena resistencia al frío, y además se había comprobado que el PP, a diferencia de los polietilenos, admitía con cierta facilidad cargas reforzantes, tales como fibras de vidrio, talco, amianto, etc., dando lugar a materiales de propiedades mecánicas muy interesantes. La otra circunstancia que favoreció la reaparición del PP fue la búsqueda de materiales más económicos y racionales por sectores tales como el automóvil o los electrodomésticos (linea blanca) ante la crisis industrial y energética mundial.

Actualmente, muchas piezas de automóvil se fabrican de PP (por ejemplo, los parachoques son de polipropileno modificado con caucho y reforzado con fibra de vidrio), así como la mayor parte de las piezas del interior de lavavajillas y lavadoras, muchas carcasas de electrodomésticos y otras pequeñas máquinas, juguetes, etc.

El polipropileno es lineal (y cristalino) y, por tanto, también es apto para rafias y monofilamentos. Efectivamente, un gran consumo de PP es en forma de multifilamento para aplicaciones textiles, entre ellas y de forma destacada la fabricación de moquetas. En forma de rafia lo encontraremos en cordelería y sacos tejidos. Y una aplicación que podríamos incluir en la rafia (por ser una cinta estirada) es la de flejes para embalaje.

El PP presenta una curiosa particularidad derivada de su especial ordenación macromolecular, si se moldea una pieza estrangulando el paso del material en una cierta línea, éste se orienta de forma que permite la flexión alterna casi ilimitadamente, es lo que se llama «efecto bisagra». Esto permite moldear, por ejemplo, cajas, estuches, maletines, etc., de una sola pieza, previendo el efecto bisagra entre el cuerpo y la tapa o las dos partes que han de girar. Pero también se ha aprovechado este efecto bisagra en infinidad de piezas técnicas, no sólo por el efecto de giro sino también para facilitar el montaje de ciertos conjuntos mediante piezas abatibles.

El PP admite temperaturas de trabajo cercanas a los 100 ºC; esto, junto a su inercia química, lo hace muy apto para tuberías de fluidos calientes muy especialmente en la industria química, pero también en otras aplicaciones como es el caso de la calefacción bajo pavimentos.

1.2.8.4 Poliestireno (PS)

El poliestireno es uno de los polímeros más fáciles de obtener. Tanto es así que ya en 1839 fue descrito por el boticario alemán Simon. Pero aunque hubo algún tímido intento de utilización en años posteriores no empezó a tomarse en serio hasta 1925 por la empresa norteamericana Naugatuck.

Esta relativamente sencilla obtención, junto a su brillo y transparencia, su fácil moldeo y su precio económico (hasta hace pocos años), hizo que el poliestireno fuese un plástico muy popular, a pesar de sus dos características negativas considerables; su gran fragilidad (derivada en parte de su rigidez) y su sensibilidad a prácticamente todos los disolventes.

$$\left(-CH(C_6H_5) - CH_2 - \right)_n$$

Figura 1.2.32 Estructura química representativa del PS (n = 650-1400)

Una vez frío el conjunto, se obtiene un bloque esponjoso en el que es fácil distinguir su constitución globular y que denominamos poliestireno expandido, aunque vulgarmente se denomine con nombres derivados de sus marcas comerciales (Estiropor®, Porexpan®, etc.). Este bloque puede ser cortado en placas de aislamiento térmico o en formas adecuadas para construir decorados cinematográficos, pues su densidad puede estar alrededor de 500 Kg/m^3.

Introduciendo dicho producto en una máquina de inyección, la masa que sale de la inyectora es una mezcla de poliestireno fundido y un disolvente que, a esta temperatura, es prácticamente gas y que intenta escaparse. Así, de la primera masa que sale, el gas (disolvente) puede escaparse y deja una masa de poliestireno fundido más compacta; la masa que entra a continuación queda cubierta por la de antes; en consecuencia, el gas tiene más dificultades para escaparse y cuanto más masa entra y más se va llenando el molde, más difícil se hace la pérdida de gas. En resumen, las capas externas de la pieza prácticamente no tienen gas, y a medida que vamos hacia el centro de la pieza, cada vez hay más gas.

La consecuencia de este proceso será que una pieza moldeada en estas condiciones presentará una corteza casi compacta y, a medida que nos acercamos a su centro, irán apareciendo burbujas cada vez mayores. Si se guardan unas ciertas proporciones de espesor de la pieza, puede conseguirse una sección que, cortada por la mitad, presenta una estructura en bóvedas continuas progresivas y que, indudablemente, es una de las estructuras más sólidas que se conocen.

Así, aquel poliestireno tan frágil, inyectado por este sistema, se convierte en unas piezas de buena resistencia mecánica, tales como muebles y elementos para los mismos, cajas para televisores u otros aparatos similares, con una apariencia física (peso y textura) similar a la madera.

Por otro lado se encuentra el expandido, típico del poliestireno ya descrito hace poco, y que se caracteriza por su particular estructura de bolas expandidas y soldadas entre sí.

Una de las particularidades del poliestireno es su gran resonancia acústica. Esta característica ha sido muy bien aprovechada en radio y televisión haciendo las cajas de estos aparatos con PS (compacto o celular), con lo que se refuerza la potencia de sonido de altavoces más bien pequeños. Por lo mismo, el PS expandido puede utilizarse como aislamiento térmico, pero no como aislamiento acústico; más bien deberíamos calificarlo de transmisor acústico.

1.2.8.5 Copolímeros de estireno (ABS, SAN)

Ante la fragilidad del poliestireno, a álguien le surgió la idea de mezclarlo con cauchos, y aparecieron los primeros *blends* de PS/caucho, que recibieron el calificativo de poliestireno antichoque y pasaron pronto al olvido ya que el caucho tendía a aflorar a la superficie de las piezas con un aspecto desagradable y, por otra parte, cesaba al cabo de un tiempo su función reforzadora, especialmente a la intemperie. Estos blends dejaron de emplearse ante la aparición de copolímeros del PS con cauchos.

El primero fue el copolímero de acrilonitrilo/butadieno/estireno (ABS). Con él se había perdido la transparencia del PS, pero se había mejorado enormemente su resistencia al impacto, presentaba una mejor resistencia a hidrocarburos y aceites, e incluso se ensanchaba algo el margen de temperaturas de utilización (60-70ºC para el PS y 80-100ºC para el ABS). Así, el ABS irrumpió en el campo de los electrodomésticos y pequeña maquinaria, en infinidad de piezas para el automóvil, radio y televisión, etc.

Posteriormente apareció el copolímero de estireno/acrilonitrilo (SAN), de características similares al ABS, pero conservando una buena trasparencia; por eso se usa en luminotecnia y en piezas de los sectores ya citados en los que se desee la visibilidad.

El ABS, además, permite su recubrimiento con una capa metálica (por medios galvánicos) con cierta facilidad; ello es interesante para una serie de aplicaciones puramente decorativas, como son los tapones de perfumería y cosmética, mandos de aparatos, embellecedores de vehículos, etc., y funcionales como faros de automóvil con la parábola incorporada, piezas conductoras, etc.

Acrylonitrilo

Butadieno

Estireno

Figura 1.2.33 Estructura química de los monómeros que componen el ABS

También se encuentra en este grupo el SB, copolímero de estireno/butadieno, que es el habitualmente llamado poliestireno antichoque, y que se considera como tal, aunque su opacidad lo aparte de él.

Lamentablemente, la evolución económica de la industria petroquímica ha influido notoriamente en los precios de las materias primas del poliestireno y sus copolímeros, por lo que, hoy día, su aplicación ya no es tan popular como lo era en los años cincuenta o sesenta, pero aun así siguen siendo materiales de gran consumo y utilidad.

1.2.8.6 Estéres de celulosa

Este grupo de plásticos resultan poco corrientes. El más antiguo es el nitrato de celulosa, descrito ya en 1846 por el suizo Schönbein, si bien no aparece como producto comercial hasta 1869 de la mano del

norteamericano Hyatt con la ya histórica marca de Celluloid, que pasó a definir un material, el celuloide. El celuloide era el nitrato de celulosa (CN) plastificado con alcanfor. Presentaba unas interesantes propiedades; era de una buena rigidez con una altísima tenacidad, especialmente resistente a los impactos, de aspecto atractivo y brillante, máxime cuando admitía muy fácilmente el teñido en los más variados colores y matices.

Se fabricaron con celuloide muñecos, gafas, peines y peinetas (sustituyendo al carey), artículos de tocador, bolas de billar (sustituyendo el marfil), pelotas de ping-pong, película fotográfica y cinematográfica, etc. Lamentablemente, el CN tenía un pequeño inconveniente, ardía con facilidad e, incluso, era inflamable. Por eso se procuró encontrarle sustituto lo antes posible para eludir el peligro que representaba.

En 1899 el alemán Lederer completó la fabricación del acetato de celulosa, que inició su andadura (al igual que más tarde pasaría con las poliamidas) como material para fibras sintéticas en sustitución de la seda. El acetato de celulosa (CA) no tenía ninguna desventaja frente a su antecesor, el CN; más bien presentaba ventajas y, sobre todo, no era inflamable. Le siguieron el butirato de celulosa (CB) y el aceto-butirato de celulosa (CAB) y el propionato de celulosa (CP).

Estos ésteres de celulosa, especialmente el CA, se consumen en cantidades importantes en forma de láminas para los usos más diversos, en gafas, pelotas de ping-pong, soporte fotográfico, etc. Su aplicación más frecuente es la de las herramientas de seguridad; igualmente, por su tenacidad y tacto agradable, se utilizan para construir teclas (en máquinas de escribir, aparatos, instrumentos musicales, etc.).

1.2.8.7 Polimetacrilato de metilo (PMMA)

Este material es también uno de los plásticos históricos, puesto que ya en 1873 fue descubierto por Caspary y Tollens; pero no tomó carta de naturaleza hasta treinta años después de la mano del alemán Röhm, y aun podemos decir que no se popularizó hasta que él mismo, a través de la firma Röhm & Haas, lanzaba en 1933 el producto bajo la marca registrada de Plexiglas®, marca que se convirtió casi en el nombre genérico del PMMA.

Además de su rigidez y tenacidad, buena resistencia química (salvo a ácidos y bases concentrados y bastante disolventes) y a la intemperie, fácil moldeo y buen comportamiento dieléctrico, el PMMA presenta una trasparencia tan perfecta como el mejor cristal, incluyendo su índice de refracción. De ahí que una de sus primeras aplicaciones (ya en 1907) fuese el intervenir en la fabricación de cristales de seguridad (hoy sustituido por otros materiales, como por ejemplo el polibutirato de vinilo).

Su popularidad se inicia en infinidad de artículos en los que esta transparencia cristalina resultaba una novedad de tipo suntuario; y así aparecen artículos de tocador, accesorios para cuarto de baño, elementos de decoración, etc. Pero paralelamente se iniciaban aplicaciones más serias, parabrisas y ventanas de aviones y barcos, elementos para la industria química, aparatos ortopédicos, claraboyas y cubiertas (por ejemplo, las planchas que cubren el estadio olímpico de Munich), etc.

La polimerización del PMMA es bastante simple. Por eso, además de moldearlo por los sistemas habituales para termoplásticos, partiendo de granulados, cabe la posibilidad de moldearlo por colada. Así, las planchas son habituales que se obtengan por colada entre dos planchas de vidrio sujetas por un marco; con ello se consiguen planchas de PMMA de grandes tamaños con una perfección de transparencia y superficie notable. Estas planchas y bloques podrán ser después fácilmente mecanizados y termoformados.

A la familia del PMMA, es decir, a los poliacrilatos, pertenecen otros polímeros como el poliacrilonitrilo (PAN), apto para el moldeo, pero más conocido en forma de fibras, y una serie de copolímeros entre miembros de la misma familia o de otras, por ejemplo ya hemos hablado del ABS y del SAN en los que la A significaba poliacrilonitrilo, es decir el PAN recientemente citado.

1.2.8.8 Poliamidas (PA)

En 1930, en los laboratorios de investigación del complejo químico norteamericano de la empresa Du Pont de Nemours, Carothers y un miembro de su equipo, J. Hill, descubren un polímero que hila con mucha facilidad en hebras de gran resistencia. Se trataba de la primera poliamida, la PA 6,6, que tendría su entrada en el mercado textil diez años después bajo la marca registrada de Nylonâ.

$$- NHCH_2 - CH(CH_3) - CH_2 - C(CH_3)_2 - CH_2\ CH_2\ NHCO - C_6H_4 - CONHCH_2 - C(CH_3)_2 - CH_2 - CH(CH_3) - CH_2\ CH_2\ NHCO - C_6H_4 - CO -$$

Estructura de nylon amorfo

$$OCN - C_6H_4 - CH_2 - C_6H_4 - NCO + HOOC(CH_2)_X\ COOH \rightleftharpoons OCN - C_6H_4 - CH_2 - C_6H_4 - NH\ [CO(CH_2)_X\ CONH - C_6H_4 - CH_2 - C_6H_4 - NH]_{(n-1)}\ CO(CH_2)_X\ COOH + (2n-1)CO_2$$

$X = 4$ o 7

Estructura de nylon transparente

Figura 1.2.34 Ejemplos de estucturas de nylon

Como plástico, al igual que como fibra (Nylon 66), la PA 6,6 se caracteriza por una elevada resistencia, tenacidad, elasticidad, resistencia a la abrasión y al ataque químico. Conserva sus propiedades mecánicas hasta 150ºC.

Casi al mismo tiempo, en 1938, y en el complejo químico alemán de la IG Farbenindustrie, Schlack conseguía la polimerización de la PA 6, también con la idea de las fibras y que aparecería en el mercado con la marca registrada de Perlon®.

Las poliamidas se consiguen por la poliadición de un producto o la policondensación de dos productos distintos, por eso, su nombre resulta tan complicado que se las denomina con las siglas PA y añadiendo el número de carbonos de que se componen la molécula básica que forma la cadena. Así, la PA 6 es la policaprolactama, ya que la caprolactama tiene 6 carbonos, y la obtenida con hexametilendiamina (6 carbonos) y ácido adípico (6 carbonos más) será la PA 6,6, o simplemente PA 66. Después de las poliamidas ya citadas han ido apareciendo otras muchas, la mayor parte con un interés solamente científico, y hoy día las más habituales son PA 6, la PA 6,6, la PA 6,10, la PA 11 y la PA 12.

Las poliamidas fueron los primeros plásticos que presentaban características mecánicas interesantes; efectivamente, nos encontrábamos con resistencias a la tracción del orden de los 40 a 60 MPa, cercana a

la de algunos metales no férricos. Además presentaban una textura tal que su rozamiento era muy bajo, no necesitando aceites o lubricantes en piezas que habían de deslizarse entre sí o contra metales. Si a eso añadimos su bajo peso específico (entre 1040 y 1150 Kg/m^3), su buena resistencia química, su resistencia a las temperaturas que les permite trabajar hasta los 100ºC, su fácil moldeo, etc., no tiene nada de particular que rápidamente se utilizasen para infinidad de piezas del tipo de engranajes, cojinetes, cremalleras (tanto las mecánicas como las de la ropa), etc. Pero a medida que avanzaba el tiempo las aplicaciones crecían, palas de ventiladores industriales y en automoción, carcasas de pequeña maquinaria, bombas, bobinas, tornillería, piezas del automóvil, etc. Curiosamente, la aplicación en fibras decayó en favor de otros polímeros (acrílicos, poliésteres).

Las poliamidas presentaban, como desventaja, un grave problema, su higroscopicidad. Las poliamidas, unas más otras menos (según el tipo), presentan una cierta admisión de agua en su estructura, pero este agua (que en algunos tipos puede llegar hasta un 11%) tiene una clara influencia en sus propiedades mecánicas (rebajándolas), pues actúa de una forma similar a la de los plastificantes, si bien aumenta su tenacidad, y también afecta sensiblemente a su estabilidad dimensional (la pieza se hincha). Por otro lado, debe eliminarse totalmente este agua antes del moldeo, lo que obliga a estrictos procesos de secado previo. Por eso, como luego veremos, otros plásticos posteriores tomarían el relevo de las poliamidas en muchas aplicaciones.

No obstante, su utilización sigue vigente y en auge, especialmente reforzadas con fibra de vidrio que aún les confiere mejores propiedades mecánicas y rebaja los riesgos de variaciones dimensionales.

Se utilizan las poliamidas en la fabricación de engranajes y cojinetes de electrodomésticos y máquinas de oficina y en el recubrimiento de piezas metálicas por el sistema de sinterización en lecho fluidificado, habiéndose popularizado el nombre de rilsanización (de la marca Rilsan® de la PA 11) como un tratamiento protector de artículos metálicos. Estos recubrimientos tienen casi siempre el sentido protector frente a agentes químicos o ambientales; por ejemplo es muy habitual en piezas de barcos (incluidas las hélices) para protegerlas del ataque salino.

1.2.8.9 Polioximetileno (POM)

El polioximetileno, también conocido como resina acetálica, poliacetal e incluso poliformaldehído, fue obtenido ya en 1927 por Staudinger, uno de los padres de la química macromolecular, pero su inestabilidad térmica hizo que se abandonase la idea de fabricarlo, a pesar de que se trataba de un plástico de propiedades mecánicas excepcionales, algo superiores a las poliamidas, pero sin el problema de la absorción de agua. Por eso, tras largas y costosas investigaciones, se consiguió en 1958 sacarlo a la luz bajo dos aspectos distintos, el homopolímero y el copolímero acetálicos.

En el homopolímero acetálico se consiguió la estabilidad térmica jugando con complejos sistemas de aditivos estabilizadores, en tanto que en el copolímero se consiguió injertando en la cadena unos núcleos que le daban la estabilidad térmica deseada; por eso se le dio, algo impropiamente, el nombre de copolímero. La diferencia no sólo afectaba a la estabilidad térmica, sino también a la resistencia química en general y en algunos aspectos nimios de las propiedades mecánicas.

El polioximetileno, o resinas acetálicas, es un plástico duro, de elevadas características mecánicas, con un buen coeficiente de deslizamiento (como ocurría con las PA), de resistencia química buena a disolventes, grasas y otros productos, pero deficiente en medios ácidos o fuertemente alcalinos, y no presenta absorción de agua. Su moldeo no exige, por tanto, secados previos, pero sí una atención cuidadosa a las temperaturas para evitar su degradación.

Por lo que expuesto se comprende que fuese el primer competidor de las poliamidas en muchas piezas mecánicas. Por otro lado, el POM tiene un efecto de resorte extraordinario; por eso tuvo gran aceptación en piezas mecánicas que debían trabajar como tales: muelles, ballestas, resortes, etc. También podemos poner como ejemplo de aplicación los que ya decíamos para PA: engranajes, cojinetes, piezas mecánicas, carcasas de pequeñas máquinas, etc.

Se utiliza el POM en la fabricación de los elementos de sujección de los esquies y las «margaritas» de máquinas de escribir y de marcadoras sobre cinta adhesiva.

1.2.8.10 Poliésteres termoplásticos

Una derivación de esos poliésteres fueron los tipos para fibras que se han popularizado a través de sus marcas comerciales, Terylene®, Dacron®, Trevira®, Diolen®, etc. Otra derivación fue la fabricación de filmes de altas exigencias mecánicas y eléctricas.

De ahí salió la vertiente de los poliésteres que, lineales y de alta cristalinidad, eran termoplásticos en su comportamiento. El primero fue el polietilentereftalato (PETP), de alta resistencia mecánica y buen comportamiento a esfuerzos permanentes, muy buen coeficiente de deslizamiento, bastante buena resistencia química, y con temperaturas admisibles de utilización de hasta 200 ºC por corto tiempo.

El PETP tiene una cierta absorción de agua que no afecta a sus propiedades, pero resiste mal al agua hirviendo (se hidroliza y descompone); por tanto debe vigilarse que no contenga agua durante el moldeo con los oportunos y estrictos procesos de secado y acondicionamiento.

Un posterior desarrollo en este campo fue la aparición del polibutilentereftalato (PBTP), cuyas características son similares a las del PETP, pero complementan su campo de aplicación, especialmente reforzado con fibras de vidrio. Constituyen un grupo de materiales de aplicación muy específica y técnica.

1.2.8.11 Policarbonato (PC)

El policarbonato nació por los años cincuenta como resultado de las investigaciones que se estaban haciendo en la rama de los poliésteres. Su especial interés radica en que es un plástico amorfo y transparente, con una temperatura admisible de trabajo de hasta 135 ºC, conjuntamente con unas muy buenas propiedades mecánicas y tenacidad, buena resistencia química (salvo a los álcalis) y buena estabilidad dimensional.

$$\left[-O-C_6H_4-C(CH_3)_2-C_6H_4-\overset{O}{\overset{\|}{O}}-C- \right]_n$$

Figura 1.2.35 Estructura del policarbonato

Por consiguiente encontró rápida aplicación en piezas que exigían transparencia y esfuerzos elevados o temperaturas, especialmente en electrotecnia y en aparatos electrodomésticos. Su tenacidad y buen

acabado le abrieron también otras puertas como: cajas de aparatos electrodomésticos, piezas industriales, piezas del automóvil, luminotecnia, material de dibujo, cascos de protección (tanto laboral como de motorista o de bombero), biberones, etc.

Lamentablemente, el PC se hidroliza con el agua a elevadas temperaturas; por eso requiere un riguroso secado y acondicionamiento antes de su moldeo.

1.2.8.12 Plásticos fluorados

El plástico fluorado más típico es el politetra-fluoretileno, el PTFE, más conocido vulgarmente por una de sus marcas comerciales, Teflon®.

El PTFE es uno de los materiales más resistentes químicamente que se conocen, pues solamente es atacado por productos tan poco frecuentes como el sodio fundido o el flúor naciente. Presenta una marcada plastodeformación, pero puede mejorarse con la adición de cargas reforzantes. Su resistencia dieléctrica es también excepcional, así como su coeficiente de deslizamiento.

El conjunto de sus propiedades es tal que tiene muchas y diversas aplicaciones: desde el recubrimiento de una sartén (como antiadherente) hasta el recubrimiento de un reactor químico; desde el cojinete diminuto de un cuentakilómetros hasta una válvula cardiaca; desde el casquillo aislante de un acoplamiento para altas frecuencias hasta piezas de un satélite artificial.

A pesar de tratarse de un termoplástico, no puede moldearse, ya que su viscosidad en fundido es tan alta que no puede moverse la masa en las máquinas. El único sistema de obtener piezas es el prensado en frío del polímero en polvo, después sintetizar el bloque y recurrir a la posterior mecanización.

$$\left[- \overset{F}{\underset{F}{C}} - \overset{F}{\underset{F}{C}} - \right]_n$$

Figura 1.2.36 Resina de fluorocarbono (n = 10000 – 100000)

Lo anterior, junto a su costosa polimerización, lo convierte en uno de los plásticos más caros, no sólo como materia prima sino también en su moldeo o transformación; por eso se recurre a él únicamente cuando en realidad es necesario; es parte esencial de todas las plantas químicas, aeronaves y satélites, equipos de comunicación (radiotelefonía, televisión, etc.), equipos médicos y quirúrgicos, instrumentos de control de procesos, etc.

Hemos dicho que el PTFE no se puede moldear por los sistemas habituales, lo cual constituye uno de los principales inconvenientes. No tiene nada de particular, por tanto, que se hayan investigado todas las posibilidades para conseguir variantes de ese plástico que permitan el fácil moldeo. En esta línea está, en primer lugar el PETFE (copolímero de etileno y fluoroetileno) por su proximidad de composición, que no cronológicamente.

Tabla 1.2.9 Propiedades de las principales matrices termoplásticas utilizadas en materiales compuestos [10,15]

	ABS	PMMA	HDPE	LDPE	POM	PC	PEEK	PBT	PET	PP	NYLON 6	NYLON 66
Tg (ºC)	105	3	-90/-20	-110/-20	-85	150	143				50	
T_{MELT} (ºC)	230	45-100	137	115	175	265	334		245	175	215	
T de deflexión a 1,82 MPa (ºC)	100	74-102			136	129	140	120	225		65	90
Dureza Rockwell	R103 / M 45-68	M 84-97			R120	R118		R117	R120		R119	R121
Absorción H_2O (%)	0,3	0,3					0,15				1,3-1,9	1-1,28
Densidad (Kg/m^3)	1040-1180	1190	960		1420	1200	1320	1310	1390-1700	900	1130	1140
Resistencia Tracción (MPa)	41	72,4	31		69	69	93,8	52-170	159	25-38	80	82,7
Módulo Tracción (MPa)	2300	3000	600-1000		3200	2300	3500	2300	8960	1400-1900	1400-1800	2830
Resistencia Flexión (MPa)	72,4	110			98,6	96,5	110	82,7	245		113	110
Módulo Flexión (MPa)	2100-2700	3030-3100					3900	2300-10000	8960		2700	2800
Impacto Izod (J/m)	347	21			133	694-800	59	53-900	101		59	53
Constante dieléctrica a 60 Hz	2,8-3,5					3,2	3,7	3,3	3,6		3,8	4
Elongación a rotura (%)							>40			100-600	30-100	15-60
Conductividad Térmica (W/mK)	0,27	0,19	0,63	0,33	0,37	0,2	0,25		0,17		0,23	0,25
Coeficiente expansión térmica 10^{-5}/K	5,3-10	3,4	20	12	3,7	3,8	2,6	4,5	1,5-0,3		2,5	4
Transparencia (%)	87	92										

Tabla 1.2.8 Temperaturas de procesado (ºC) para varias resinas termoplásticas con y sin refuerzo [10]

Resina base	Sin refuerzo	Con refuerzo
ABS	200-260	260-280
NYLON 6	215-260	215-280
NYLON 66	250-290	260-305
PC	260-315	280-345
HDPE	215-230	230-250
PP	175-230	240-260
PS	200-235	240-280

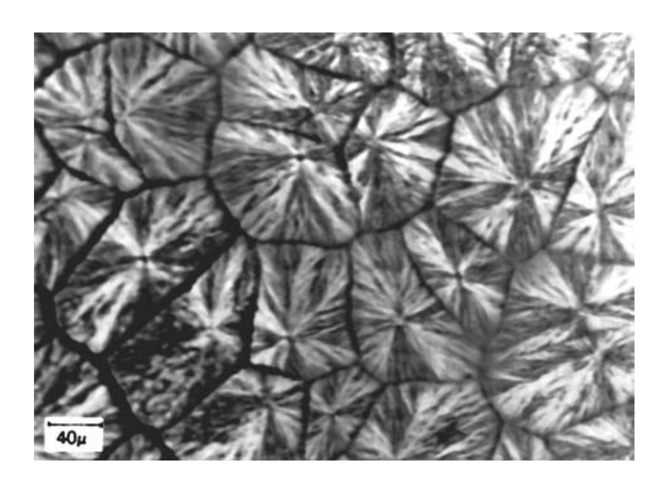


Figura 1.2.37 Micrografía de estructura final con esferulitas de PEEK, una vez que ha cristalizado isotermamente a 300 ºC [15]

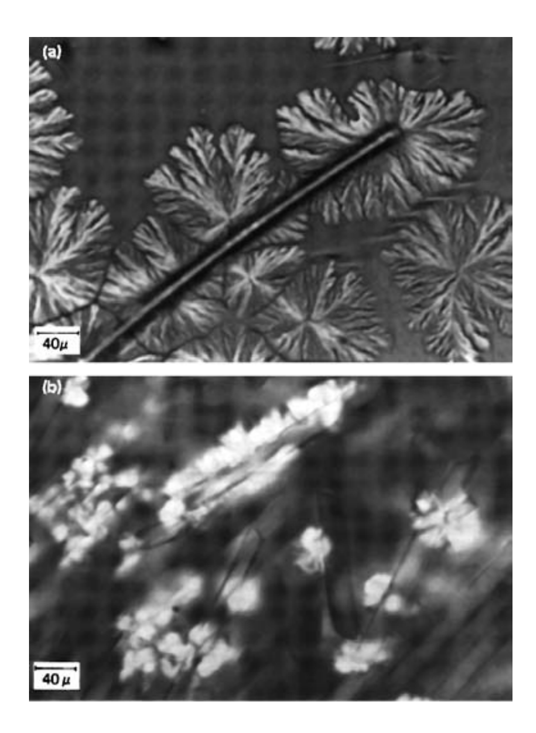


Figura 1.2.38 Micrografías de estados previos a la cristalización isoterma de PEEK reforzados con fibras, (a) 300 ºC, (b) 325 ºC [15]

1.2.9 Elastómeros

Un material puede considerarse como elastómero cuando es capaz de deformarse de manera notable por efecto de esfuerzos de cierta consideración, recuperando, además, su forma inicial tan pronto dejan de aplicarse dichos esfuerzos. Concretamente, en ensayos a tracción, la relación entre la longitud final de una probeta y la inicial puede llegar a valores del orden de 300-800%, sin que se produzca la rotura y sin que aparezcan deformaciones permanentes una vez terminado el ensayo.

Este comportamiento de los materiales termoplásticos se justifica por el deslizamiento relativo que se produce en las macromoléculas lineales que los constituyen, a la vez que se desovillan, tan pronto las tensiones existentes superan las relativamente débiles fuerzas de atracción (de Van der Waals, de carácter polar o puentes de hidrógeno) que tienden a mantenerlas unidas entre sí.

Los elastómeros deben ser polímeros amorfos, con temperatura de transición vítrea inferior a la de trabajo o ambiente y deben estar constituidos por macromoléculas ligeramente reticuladas (una reticulación cada 100 ó 200 átomos de carbono), con segmentos moleculares largos y voluminosos.

Tabla 1.2.10 Efecto de la proporción y de las características del negro de carbono sobre las propiedades de los elastómeros [13]

	Mayor proporción de negro de carbono	Mayor tendencia a la aglomeración del negro de carbono	Mayor superficie específica del negro de carbono
Viscosidad	Aumenta	Aumenta	Aumenta
Prevulcanización	Disminuye	Disminuye	Disminuye
Tiempo de incorporación	Aumenta	Aumenta	Aumenta
Facilidad de dispersión	Disminuye	Aumenta	Disminuye
Contracción en la extrusión	Disminuye	Disminuye	Disminuye
Acabado superficial de un perfil extruido	Mejora	Mejora	Mejora
Dureza	Aumenta	Aumenta	Aumenta
Rigidez	Aumenta hasta una cierta proporción y luego disminuye	Aumenta Disminuye	Aumenta Aumenta
Resistencia a la tracción	Aumenta hasta una cierta proporción y luego disminuye	Aumenta Disminuye	Aumenta Aumenta
Alargamiento a la rotura	Disminuye, aumenta y luego disminuye	Disminuye No cambia	Disminuye Aumenta
Resistencia al desgarro	Disminuye, aumenta y luego disminuye	Disminuye No cambia	Disminuye Aumenta
Resistencia a la abrasión	Aumenta hasta una cierta proporción y luego disminuye	Aumenta hasta una cierta proporción y luego disminuye	Aumenta hasta una cierta proporción y luego disminuye
Resiliencia	Disminuye	No cambia	Disminuye
Histéresis	Aumenta	Aumenta	Aumenta
Conductividad eléctrica	Aumenta	Aumenta	Aumenta

Vulcanización

Puesto que los polímeros reticulados no pueden llegar a fundir, las técnicas de transformación de los elastómeros están basadas en la manipulación de prepolímeros de bajo peso molecular. La manera más habitual de reticular las moléculas del prepolímero, es la vulcanización con azufre.

Con los componentes, caucho, agente vulcanizante, acelerantes, activadores y antioxidantes, se obtiene un vulcanizado de goma pura, pero, por razones técnicas y económicas, estos vulcanizados se emplean poco. En general, contienen además cargas en proporciones variables y muchas veces incluso superiores a las de los componentes anteriores. Las cargas pueden ser reforzantes y diluyentes. Las primeras mejoran las propiedades mecánicas, en especial la resistencia a la abrasión y al desgarro y en muchas ocasiones también la resistencia a la tracción. Especial importancia tiene en los elastómeros el efecto reforzante de diversos tipos de negro de carbono (o de humo), consistentes en partículas de grafito (hollín) de muy pequeño tamaño (0,02-0,05 µm) obtenidas en condiciones especiales de baja temperatura, de forma que

su superficie queda activada, probablemente debido a la presencia de grupos polares carboxilo u oxidrilo, que actúan como puntos de anclaje entre las cadenas, aumentando la resistencia a la rotura y el módulo de elasticidad, como se indica en la Tabla 1.2.10.

Las características distintivas de los diversos tipos de negro de carbono son fundamentalmente el tamaño de partícula, la superficie específica y el índice de estructura, que expresa la tendencia a la aglomeración de las partículas de negro de carbono. Además del negro de carbono, se utilizan cargas reforzantes inorgánicas como la sílice precipitada y los caolines duros.

Clasificación de los cauchos de interés industrial

Cauchos de uso general; en este grupo figuran el caucho natural y los que con él compiten en la mayoría de sus aplicaciones, entre los que se encuentran, el poliisopreno sintético (**IR**), el caucho de polibutadieno-estireno (**SBR**) y el polibutadieno (**BR**).

Cauchos de usos especiales, los cauchos de usos especiales se usan en aplicaciones específicas debido a sus características particulares y en general tienen un alto coste.

Caucho natural

El látex exudado por ciertas especies arbóreas contiene 25-50% del polímero natural 1-4 cis-poliisopreno, en forma de una dispersión acuosa de partículas esféricas de 0,3 a 1µm, recubiertas por una película proteínica emulsionante que coagula en presencia de ácidos. El caucho o goma natural (NR, Natural Rubber), una vez coagulado y purificado, se lamina mediante rodillos en hojas rectangulares o bloques que se comercializan en diversas calidades. Aunque durante muchos años la clasificación de las distintas variedades de caucho natural se hizo por inspección visual de las hojas y por comparación con muestras patrón, en 1965 el gobierno de Malasia, primer país productor de caucho natural, introdujo la clasificación SMR (Standard Malasyan Rubber) basada en especificaciones técnicas y posteriormente, la Organización Internacional de Normalización creó la norma IS 2.000 que define TRC (Technically Classified Rubber).

En su estado natural el caucho es extraordinariamente elástico alcanzado alargamientos a la rotura próximos al 1.000%, pero ofrece una reducida resistencia a la tracción; a bajas temperaturas es duro y llega a cristalizar espontáneamente a 28ºC, e incluso a temperaturas superiores cuando está sometido a tensiones importantes. Con el tiempo pierde elasticidad cuando está al aire y sometido a la acción de la luz solar. Se disuelve fácilmente en disolventes no polares (aceites minerales, benceno, tolueno, tetracloruro de carbono, etc.) y es atacado por agentes oxidantes (ácido nítrico, hipoclorito, etc.) y por el ácido sulfúrico.

Un material con futuro prometedor es el caucho natural epoxidiado (ENR) obtenido por epoxidación de una fracción de los enlaces dobles del caucho natural. De esta manera se mejora la resistencia a los aceites, se disminuye la permeabilidad al aire y se aumenta la capacidad de amortiguar impactos. Se refuerza con facilidad con sílice precipitada.

Cauchos diénicos sintéticos

Para sustituir al caucho natural se desarrollaron polímeros sintéticos a base de diolefinas (butadieno o isopreno, principalmente), que polimerizan linealmente con transposición del doble enlace.

La obtención del caucho natural sintético o poliisopreno (IR), se consiguió en 1954 gracias al desarrollo de los catalizadores estereoespecíficos. Actualmente se emplean dos técnicas para la fabricación industrial

del poliisopreno, la polimerización con catalizadores Ziegler-Natta (de coordinación) y la polimerización (aniónica) con alquil-litio. Ambas técnicas requieren el empleo de productos muy puros y ésto, unido al elevado coste de fabricación del isopreno monómero, hace que el poliisopreno sintético resulte poco competitivo frente al caucho natural.

Sus aplicaciones son similares a las del caucho natural pero su nivel de utilización es muy inferior debido a su mayor precio.

Cauchos de polibutadieno

Los cauchos de polibutadieno (BR) ocupan actualmente el segundo lugar, en cuanto a volumen de consumo, entre los cauchos sintéticos. Los primeros cauchos fabricados a escala industrial (1920-1930) se obtuvieron por polimerización en masa iniciada con sodio metálico y denominaron cauchos BUNA. Sus propiedades no eran satisfactorias, debido al bajo contenido de estructuras cis-1,4.

Actualmente los cauchos BR se sintetizan por polimerización en disolución y existen muchos tipos comerciales que pueden clasificarse en dos grandes grupos, el BR de alto contenido (93-97%) de estructuras cis-1.4, preparado con catalizadores de coordinación, y el BR de medio contenido (35%), preparado con catalizadores de alquil-litio.

Estos cauchos tienen muy buenas propiedades mecánicas pero se trabajan con grandes dificultades, por lo que se mezclan normalmente con caucho natural y otros elastómeros sintéticos para que la mezcla no pierda cohesión y se desmenuce. Características distintivas de los vulcanizados de BR son su elevada resiliencia y su resistencia al frío debida a la baja temperatura de transición vítrea que tiene el polibutadieno cis-1,4 (-105ºC).

Por sus buenas propiedades mecánicas de resiliencia y resistencia a la abrasión y a la aparición de grietas son sumamente interesantes para la sustitución parcial del SBR o del caucho natural en las cubiertas de neumáticos.

Cauchos monoolefínicos, A los elastómeros sintéticos derivados del butadieno y del isopreno se han añadido modernamente los elastómeros obtenidos por copolimerización de monoolefinas lineales , e incluso cíclicas.

Cauchos butilo. Los cauchos butilo son copolímeros del isobutileno con pequeñas cantidades de isopreno (IIR).

Cauchos de etileno-propileno. Los cauchos de etileno-propileno son copolímeros de estas dos olefinas.

Otros cauchos de usos especiales

Los cauchos *acrílicos* tienen como principal componente el producto de la polimerización de uno o varios ésteres acrílicos (acrilato de etilo, n-butilo y otros) con los que se copolimeriza una pequeña cantidad de otro monómero que proporciona los puntos activos para la reticulación.

Entre sus limitaciones, además de su precio, debe señalarse su escasa resistencia al vapor de agua y a los ácidos y álcalis. Sus principales aplicaciones son retenes y juntas de automoción y maquinaria en general.

Otros cauchos de usos especiales son los *fluorolefínicos* que, en su mayoría, son copolímeros de los siguientes monómeros: fluoruro de vinilideno, tetrafluorpropileno, tetrafluoretileno y éster perfluorometilvinílico, en particular de los dos primeros en una proporción aproximada de 4 a 1.

Destacan fundamentalmente por su resistencia al calor y por su resistencia química. Soportan prácticamente sin degradación temperaturas de hasta 250ºC aunque a elevadas temperaturas se reduce su dureza y su resistencia mecánica.

Elastómeros termoplásticos

Son materiales que a temperatura ambiente presentan un comportamiento elástico como el de los cauchos tradicionales pero que, a mayores temperaturas, presentan un comportamiento plástico como el de los polímeros termoplásticos fundidos y, como éstos, pueden ser conformados. Es decir, con estos materiales no es necesaria la vulcanización y resulta posible la reutilización directa de los desperdicios y productos defectuosos sin regeneración previa, lo que supone una ventaja económica. Un ejemplo de estos elastómeros termoplásticos (TR) son los polímeros.

Otro interesante campo dentro de los elastómeros termoplásticos es el de las mezclas físicas de polímeros siendo la compatibilidad entre los polímeros mezclados un aspecto fundamental a considerar.

1.2.10 Interfase fibra-matriz

Los refuerzos deben de estar fuertemente unidos a la matriz, de forma que su resistencia y rigidez sea transmitida al material compuesto El comportamiento a fractura también depende de la resistencia de la interfase. Una interfase débil da como resultado un material con baja rigidez y resistencia pero alta resistencia a la fractura mientras que una interfase fuerte resulta en un material rígido y resistente pero con una frágil resistencia a la fractura.

La interfase es importante tanto si el refuerzo esta en forma de fibra continua, fibra corta, whiskers o partículas, aunque el papel de la interfase difiere según el tipo de refuerzo.

Las características de la interfase están determinadas por la discontinuidad en propiedades y por lo tanto son específicas para cada combinación fibra-matriz.

1.2.10.1 Impregnabilidad

La impregnabilidad puede definirse como la capacidad de un líquido para extenderse por una superficie sólida.

Está claro que la adhesión fibra-matriz depende totalmente de la fabricación del material compuesto, la fibra y la matriz deben ser llevadas a un contacto íntimo. En algunas etapas de la fabricación del material compuesto la matriz se debe comportar como un líquido. Una buena impregnabilidad significa que la matriz fluirá perfectamente por la superficie del refuerzo y desplazará todo el aire.

Un buen impregnado se dará cuando la viscosidad de la matriz no sea muy alta y cuando exista un descenso en la energía libre del sistema.

Como medida matemática de la impregnabilidad se puede considerar el ángulo de contacto, θ, ángulo que forma el líquido con la superficie sólida.

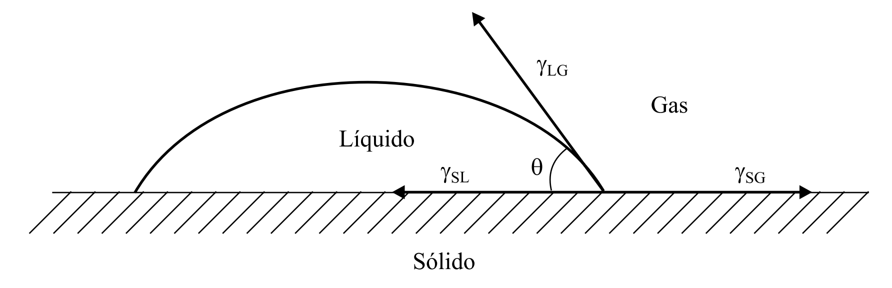


Figura 1.2.39 Ángulo de contacto en un equilibrio líquido-sólido [15]

Todas las superficies involucradas tienen una energía asociada, y dos a dos tienen una energía superficial asociada, γ_{SL}, γ_{SG}, γ_{LG} [15]. A partir de un equilibrio de fuerzas puede definirse el ángulo de contacto como;

$$\text{Cos}\,\theta = \frac{(\gamma_{SG} - \gamma_{SL})}{\gamma_{LG}} \qquad \text{(Ec. 1.2.1)}$$

En el caso de que el ángulo de contacto tenga un valor de 180º, la gota de la figura es esférica con un único punto de contacto entre el líquido y el sólido y el impregnado no tendrá lugar. Cuando el ángulo de contacto es de 0º se produce un impregnado perfecto. A menudo se considera que el líquido no impregna el sólido si el ángulo de contacto es mayor de 90º.

1.2.10.2 Unión en la interfase

La unión de la interfase tendrá lugar una vez que la matriz haya impregnado el refuerzo. Pueden aparecer distintos tipos de unión. Además para un mismo sistema pueden darse varios tipos de unión.

Unión mecánica: Es un cerrado mecánico entre dos superficies. Cuanto más rugosa sea la superficie más efectiva es la unión. Esta unión es efectiva cuando la fuerza se aplica paralela a la superficie (esfuerzos cortantes). Sin embargo será poco efectiva para esfuerzos a tracción, a no ser que exista un gran número de irregularidades en la superficie (A en la Figura 1.2.40).

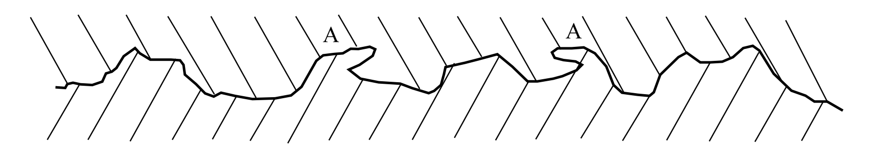


Figura 1.2.40 Unión mecánica [15]

Unión electrostática: La unión entre refuerzo y matriz ocurre cuando una superficie está cargada positivamente y la otra negativamente. Estas uniones son únicamente efectivas en distancias pequeñas, del orden de átomos.

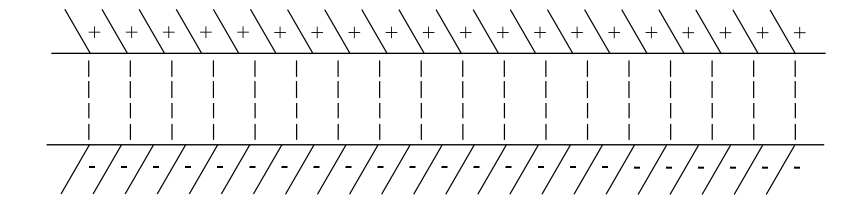


Figura 1.2.41 Unión electrostática [15]

Unión química: Puede estar formada por grupos químicos en la superficie del refuerzo (X en la Figura 1.2.42) y grupos químicos compatibles en la matriz (R en la Figura 1.2.42). La resistencia de la unión depende del número de uniones por unidad de área. Para este tipo de uniones pueden utilizarse agentes apareantes. Por ejemplo, para unir grupos óxidos en una superficie de vidrio y moléculas de una matriz polimérica se utilizan silanos.

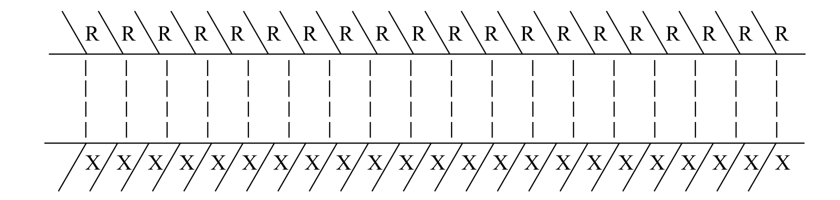


Figura 1.2.42 Unión química [15]

Unión mediante reacción o interdifusión, Los átomos o moléculas de los componentes del material compuesto pueden difundirse en la interfase para dar lugar a este tipo de unión. Para interfases en las que estén involucrados polímeros, este tipo de unión puede considerarse como un entrelazado entre moléculas. Para sistemas en los que estén involucrados metales y cerámicas, la difusión de ambos componentes puede dar lugar a una frontera en la interfase de diferente estructura y composición que los componentes.

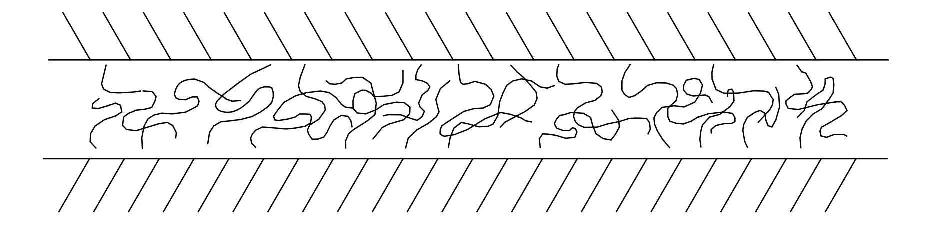


Figura 1.2.43 Unión mediante interdifusión en polímeros [15]

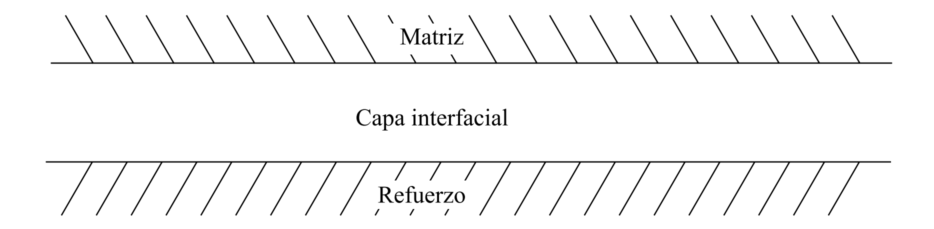


Figura 1.2.44 Unión mediante interdifusión en metales y cerámicas [15]

Referencias

1. Miravete, A. «*Documentación de las I Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 20-22 Enero, 1988.

2. Miravete, A. «*Documentación de las II Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 23-25 Mayo, 1990.

3. Miravete, A. «*Documentación de las III Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 30 Marzo-3 Abril, 1992.

4. Miravete, A. «*Documentación de las IV Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 11-14 Abril, 1994.

5. Miravete, A. «*Documentación de las V Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 26-29 Junio, 1995.

6. Miravete, A. «*Documentación de las VI Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Madrid 15-17 Abril, 1996.

7. Miravete, A. «*Documentación de las VII Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 24 Junio, 1996.

8. Miravete, A. «*Documentación de las VIII Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 15-16 Febrero, 1999.

9. Miravete, A. «*Documentación de las IX Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 12-13 Junio, 2000.

10. «*Engineered Materials Handbook, Volume 1. Composites*». ASM International, 1987.

11. «*Engineered Materials Handbook, Volume 2. Engineering Plastics*». ASM International, 1988.

12. Antequera, P., Jiménez, L., Miravete, A. «*Los materiales compuestos de fibra de vidrio*». Edita Secretariado de publicaciones de la Universidad de Zaragoza, 1991.

13. Miravete, A. «*Los nuevos materiales en la construcción*». Edita A. Miravete, 1994.

14. «*Handbook of Composites*». Edita George Lubin, 1982.

15. Mallick, P.K. «*Composites Engineering Handbook*». University of Michigan-Dearborn, 1997.

16. Gay, D. «*Matériaux composites*». Éditions Hermes, 199.

17. «*Aerospace Structures*». Edited by J. Loughlan. Elsevier Applied Science, 1990.

18. Hull, D. «*Materiales compuestos*». Ed. Reverté, 1987.

19. Mallick, P.K. «*Fiber-Reinforced Composites*». Marcel Dekker, Inc, 1993.

20. Hollaway, L. «*Polymer composites for civil and structural engineering*». Blackie Academic & Professional, 1993.

21. Mallick, P.K. «*Composite Materials Technology*». New York: Oxford University Press, 1990.

22. «*Composite Materials in Aircraft Structures*». Edited by D. H. Middleton. Longman, 1990.

23. «*Proceedings of ICCM9, Books I-VI*». Edited by A. Miravete. Madrid, 1993.

24. Clemente, R., Miravete, A., Larrodé, E., Castejón, L. «Polymer Composites and Polymeric Materials», SAE publication SP-1351, pages 21-28, 1998.

1.3 CARGAS Y ADITIVOS

En la industria de los materiales compuestos se utilizan diferentes productos que pueden ser incorporados al material compuesto fibra-resina para aportar al material características particulares o reducir el coste del mismo. La cantidad de productos añadidos es variable según se trate de cargas o aditivos.

Las propiedades aportadas por cada uno de los productos añadidos al material compuesto son, en general, las siguientes:

- Mejoran el producto acabado:
  - · Cargas reforzantes que permiten aligerar la pieza (espumas sintéticas)
  - · Cargas de bajo coste con objeto de abaratar el producto final
  - · Cargas ignífugas
  - · Cargas conductoras y antiestáticas
  - · Colorantes, pigmentos
  - · Agentes anti-ultravioleta
  - · Agentes anti-retracción

- Mejoran la procesabilidad del material compuesto:

  · Sistema catalítico, que comprende el endurecedor, el inhibidor, los estabilizantes térmicos y los antioxidantes

  · Lubrificantes

  · Agentes de desmoldeo, para reducir la tendencia de la resina a pegarse en la superficie de los moldes

  · Agentes de flujo

  · Agentes tixotrópicos, para evitar el descuelgue de resina en paredes verticales.

Los efectos de las cargas sobre las resinas son los que se detallan a continuación, pero generalmente disminuyen la resistencia a la tracción y a la flexión. En cuanto a la resistencia a la compresión, ésta permanece casi invariable.

· Aumento de la viscosidad de la mezcla

· Aumento de la densidad

· Aumento del módulo de elasticidad

· Aumento de la dureza

· Aumento de la estabilidad dimensional

Cuando la granulometría es más fina, las mejoras buscadas son aún más efectivas. La elección de una carga o aditivo para una aplicación dada debe hacerse en función de:

· Su constitución química: Neutralidad, compatibilidad con la resina y la fibra, buena resistencia a los agentes químicos y buena ligazón con la resina

· Sus propiedades físicas: Dimensión, forma, superficie, distribución de partículas, densidad, estabilidad térmica, No ser abrasiva para no deteriorar los equipos de fabricación (máquinas y moldes)

· Su coste

· Su facilidad de manipulación

· Su disponibilidad.

1.3.1 Cargas

Podemos dividir las cargas en dos grandes grupos, cargas reforzantes y cargas no reforzantes, en las que se busca sobre todo la disminución del costo global del composite.

Entre las cargas reforzantes, las más utilizadas son las microesferas de vidrio, cuyo interés principal reside en su geometría que reparte regularmente los esfuerzos en las piezas, evitando de esta forma las concentraciones de tensiones.

Por el hecho de que las microesferas presentan la mínima relación superficie / volumen, no tienen una influencia muy acusada en la viscosidad de la resina y por ello se pueden utilizar en porcentajes altos.

Las microesferas pueden ser huecas o macizas, y su diámetro está comprendido generalmente entre 10 y 150 micras y pueden incluso recibir un tratamiento de tipo ensimaje para aumentar su unión a las resinas.

En algunos casos concretos pueden utilizarse otros tipos de microesferas de diferente naturaleza, con características superiores a las de vidrio, pero sensiblemente más caras:

· Microesferas huecas de carbono, con una densidad de 120 Kg/m^3 y un diámetro comprendido entre 5 y 150 micras

· Microesferas huecas orgánicas (epoxi, fenólicas, poliestireno, o cloruro de vinilo/acrilonitrilo), con una densidad de 100 a 500 Kg/m^3 y unos diámetros comprendidos entre 10 y 800 micras, con unas prestaciones sensiblemente inferiores

· Microesferas macizas, ya sean de vidrio u otros materiales sintéticos, que tienen mayor densidad, pero cuyo precio es menor y pueden incorporarse a formulaciones destinadas a moldeo a altas presiones

Entre las cargas no reforzantes, las más utilizadas son en general de origen mineral y se incorporan a la resina en proporciones compatibles con las características buscadas y el precio, que generalmente es bajo, debido a que estas cargas son simplemente extractos de rocas o minerales.

Las más utilizadas son:

· Carbonatos: Carbonato de calcio (el más utilizado), carbonato doble de calcio y magnesio (dolomía)

· Silicatos: Silicato de magnesio hidratado (talco), silicato de alúmina hidratado (caolín), silicato de alúmina anhídrido (feldespato) silicato de calcio (wollastonita)

· Sílices: Cristalina, microcristalina, amorfa

Hay además otra serie de cargas no reforzantes, entre las que destacan por su uso extendido las siguientes:

· Cargas ignífugas: Hidrato de aluminio, óxido de antimonio, boratos de zinc, productos orgánicos variados

· Cargas conductoras (de la electricidad o del calor): Polvos metálicos (Al, Cu, Ni, Ag, Fe...), microesferas metalizadas, negro de humo, filamentos metálicos muy finos

1.3.2 Aditivos

Además de los sistemas catalíticos, necesarios para conseguir el endurecimiento de las resinas termoestables, es necesario utilizar una serie de productos, siempre en menores cantidades que las cargas.

· Lubrificantes: Lubrificante interno, lubrificante externo (agente de desmoldeo). El primero modifica las fuerzas de cohesión intermoleculares, disminuyendo la viscosidad de la resina sin alterar sus propiedades. El segundo aflora a la superficie de la resina para reducir su tendencia a pegarse a los moldes

· Pigmentos: Preparados a partir de productos insolubles, en forma sólida, de origen mineral u orgánico

· Colorantes: Compuestos solubles en agua o disolvente orgánico, que se utilizan poco debido a su mala resistencia química y térmica

· Pastas colorantes. Son dispersiones de pigmentos en un soporte pastoso, de fácil incorporación y dispersión en la resina

Para el conjunto de pigmentos y colorantes, deben observarse una serie de factores antes de su elección tales como: Compatibilidad con la resina, resistencia química, propiedades ópticas, estabilidad térmica, resistencia a la migración, resistencia a los UV, facilidad de dispersión, propiedades eléctricas, toxicidad y coste.

· Agentes anti-retracción: Se utilizan para conseguir mejores calidades de acabado superficial, sobre todo en las piezas moldeadas en caliente.

· Aditivos anti-ultravioleta: Su función es la de proteger el material compuesto de las acciones de los rayos UV, que son los más energéticos del espectro de los rayos solares y deterioran el material según diversos mecanismos.

Referencias

1. Miravete, A. *«Documentación de las I Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 20-22 Enero, 1988.

2. Miravete, A. *«Documentación de las II Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 23-25 Mayo, 1990.

3. Miravete, A. *«Documentación de las III Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 30 Marzo-3 Abril, 1992.

4. Miravete, A. *«Documentación de las IV Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 11-14 Abril, 1994.

5. Miravete, A. *«Documentación de las V Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 26-29 Junio, 1995.

6. Miravete, A. *«Documentación de las VI Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Madrid 15-17 Abril, 1996.

7. Miravete, A. *«Documentación de las VII Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 24 Junio, 1996.

8. Miravete, A. *«Documentación de las VIII Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 15-16 Febrero, 1999.

9. Miravete, A. *«Documentación de las IX Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 12-13 Junio, 2000.

10. *«Engineered Materials Handbook, Volume 1. Composites»*. ASM International, 1987.

11. *«Engineered Materials Handbook, Volume 2. Engineering Plastics»*. ASM International, 1988.

12. Antequera, P., Jiménez, L., Miravete, A. *«Los materiales compuestos de fibra de vidrio»*. Edita Secretariado de publicaciones de la Universidad de Zaragoza, 1991.

13. Miravete, A. *«Los nuevos materiales en la construcción»*. Edita A. Miravete, 1994.

14. *«Handbook of Composites»*. Edita George Lubin, 1982.

15. Mallick, P.K. *«Composites Engineering Handbook»*. University of Michigan-Dearborn, 1997.

16. Gay, D. *«Matériaux composites»*. Éditions Hermes, 199.

17. *«Aerospace Structures»*. Edited by J. Loughlan. Elsevier Applied Science, 1990.

18. Hull, D. *«Materiales compuestos»*. Ed. Reverté, 1987.

19. Mallick, P.K. *«Fiber-Reinforced Composites»*. Marcel Dekker, Inc, 1993.

20. Hollaway, L. *«Polymer composites for civil and structural engineering»*. Blackie Academic & Professional, 1993.

21. Mallick, P.K. *«Composite Materials Technology»*. New York: Oxford University Press, 1990.

22. *«Composite Materials in Aircraft Structures»*. Edited by D. H. Middleton. Longman, 1990.

23. *«Proceedings of ICCM9, Books I-VI»*. Edited by A. Miravete. Madrid, 1993.

24. Clemente, R., Miravete, A., Larrodé, E., Castejón, L. «Polymer Composites and Polymeric Materials», SAE publication SP-1351 pages 21-28, 1998.

1.4 CRITERIOS DE ELECCIÓN DE LOS CONSTITUYENTES

A la hora de elegir los diferentes constituyentes de un material compuesto, será necesario observar los siguientes puntos:

1. Las propiedades mecánicas de la pieza son función del porcentaje de refuerzo y de la orientación de las fibras

   · La resistencia del producto final es directamente proporcional a la cantidad de vidrio que contiene.

   · La orientación del refuerzo influye decisivamente en las características de la pieza, pudiéndose presentar tres casos:

   - Todas las fibras están orientadas en la misma dirección, en la que la pieza presenta su máxima resistencia (*rovings*)

   - El refuerzo presenta orientaciones perpendiculares. En este caso, la resistencia sigue siendo elevada, aunque menor que en el caso anterior (*tejidos*)

   - Las fibras están orientadas en todas las direcciones. Las propiedades de la pieza son menores y sin ninguna orientación preferencial (*mats*)

Existe una relación entre la forma en que las fibras están dispuestas y el porcentaje de refuerzo posible: Cuando se trata de fibras continuas dispuestas en paralelo, se obtiene el máximo porcentaje de refuerzos (70-80 %). En el caso de los tejidos (fibras continuas orientadas en dos direcciones), los porcentajes se reducen (45-65 %). Por último, en el caso de los Mats (orientación isotrópica), el porcentaje disminuye sensiblemente (20-40 %).

Los diferentes tipos de refuerzo y sus presentaciones permiten aplicar al máximo estos principios de orientación.

2. Las propiedades químicas, eléctricas y térmicas vienen determinadas por el tipo y formulación de la resina. Las principales resinas utilizadas en las estratificaciones se distinguen por su grado de resistencia a la corrosión y al calor. Una adecuada formulación a base de una o varias resinas, cargas, pigmentos, etc., permite centrar las características de la pieza final.

3. La elección de los materiales más los imperativos inherentes al proyecto y a la producción determinan el procedimiento de fabricación. Una combinación determinada de materias primas, necesarias para la obtención de la pieza dada, limitan la elección del procedimiento a aquellos que permiten transformar con éxito y bajo costo las materias primas en el producto final.

4. La obtención de una relación calidad/coste óptima exige un buen estudio de base sobre materias primas y procedimientos de transformación.

Referencias

1. Miravete, A. *«Documentación de las I Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 20-22 Enero, 1988.

2. Miravete, A. *«Documentación de las II Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 23-25 Mayo, 1990.

3. Miravete, A. *«Documentación de las III Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 30 Marzo-3 Abril, 1992.

4. Miravete, A. *«Documentación de las IV Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 11-14 Abril, 1994.

5. Miravete, A. *«Documentación de las V Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 26-29 Junio, 1995.

6. Miravete, A. *«Documentación de las VI Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Madrid 15-17 Abril, 1996.

7. Miravete, A. *«Documentación de las VII Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 24 Junio, 1996.

8. Miravete, A. *«Documentación de las VIII Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 15-16 Febrero, 1999.

9. Miravete, A. *«Documentación de las IX Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 12-13 Junio, 2000.

10. *«Engineered Materials Handbook, Volume 1. Composites»*. ASM International, 1987.

11. *«Engineered Materials Handbook, Volume 2. Engineering Plastics»*. ASM International, 1988.

12. Antequera, P., Jiménez, L., Miravete, A. «*Los materiales compuestos de fibra de vidrio*». Edita Secretariado de publicaciones de la Universidad de Zaragoza, 1991.

13. Miravete, A. «*Los nuevos materiales en la construcción*». Edita A. Miravete, 1994.

14. «*Handbook of Composites*». Edita George Lubin, 1982.

15. Mallick, P.K. «*Composites Engineering Handbook*». University of Michigan-Dearborn, 1997.

16. Gay, D. «*Matériaux composites*». Éditions Hermes, 199.

17. «*Aerospace Structures*». Edited by J. Loughlan. Elsevier Applied Science, 1990.

18. Hull, D. «*Materiales compuestos*». Ed. Reverté, 1987.

19. Mallick, P.K. «*Fiber-Reinforced Composites*». Marcel Dekker, Inc, 1993.

20. Hollaway, L. «*Polymer composites for civil and structural engineering*». Blackie Academic & Professional, 1993.

21. Mallick, P.K. «*Composite Materials Technology*». New York: Oxford University Press, 1990.

22. «*Composite Materials in Aircraft Structures*». Edited by D. H. Middleton. Longman, 1990.

23. «*Proceedings of ICCM9, Books I-VI*». Edited by A. Miravete. Madrid, 1993.

24. Clemente, R., Miravete, A., Larrodé, E., Castejón, L. «Polymer Composites and Polymeric Materials», SAE publication SP-1351, pages 21-28, 1998.

1.5 MATERIALES PARA NÚCLEOS DE SANDWICH

1.5.1 Introducción

Una estructura sandwich está compuesta principalmente de tres elementos (figura 1.5.1): 1) Las alas del sándwich, que están generalmente compuestas por unas láminas delgadas y resistentes y generalmente con mejores propiedades que el resto de componentes. 2) El núcleo del sándwich, que es generalmente un material ligero cuya función principal es separar las alas y transmitir los esfuerzos cortantes de un ala a la otra. 3) La interfase de unión entre las alas y el núcleo, que tiene como objeto mantener unidos el núcleo y las alas. Esta configuración presenta gran interés en materiales compuestos porque permite aumentar la rigidez y la resistencia de un elemento sometido a flexión o a compresión sin apenas aumenar el peso.

A continuación se van a describir los materiales mas comúnmente utilizados como núcleos, así como los pasos necesarios para el diseño de estos materiales [1-60].

Las estructuras tipo sándwich son una de las principales construcciones en el área de materiales compuestos. Prácticamente todos los aviones y helicópteros comerciales así como aeronaves militares utilizan con gran profusión este tipo de estructura. La eficiencia de la estructura tipo sándwich se puede ver en la figura 1.5.2.

Además de estructuras en vehículos aéreos y espaciales, este sistema se utiliza en gran medida en la fabricación de contenedores de carga, refugios móviles y en grandes superficies de campos de aviación, en interiores de barcos, cascos de barcos y yates, componentes de automoción, vehículos industriales, esquíes,

materiales para la construcción, tabiques de separación, puertas, cabinas y muchas otras aplicaciones más. Aunque el empleo de un diseño con paneles sándwich para producir estructuras aligeradas o con propiedades especiales para soportar determinados tipos de cargas se remonta a 1820, su utilización a nivel comercial y en grandes cantidades no se produce hasta 110 años después. Lo que produjo el inicio de su aceptación fue el éxito comercial de la producción de adhesivos estructurales que se produjo en Inglaterra y en los Estados Unidos en 1930. Este éxito temprano en su producción fue consecuencia del desarrollo de los cauchos fenólicos y de los vinilo fenólicos.

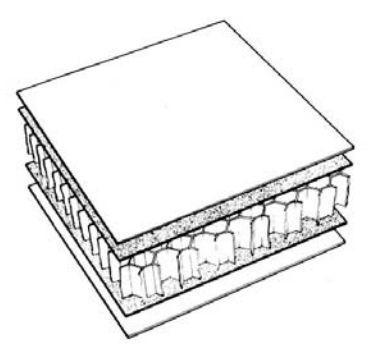


Figura 1.5.1 Los elementos de una estructura sándwich son los siguientes: 1) dos alas rígidas delgadas y de alta resistencia; 2) un núcleo grueso (en comparación con las alas) de baja densidad; y 3) una unión por adhesivo que fuerza a las alas y al núcleo a trabajar como una estructura única. Las alas del panel sándwich actúan de la misma manera que las alas de una viga en doble T, soportando las cargas de flexión (una de ellas en compresión y otra de ellas en tracción). El núcleo del panel sándwich actúa como el alma de la mencionada viga en doble T, resistiendo los esfuerzos cortantes y provocando un aumento de la rigidez a flexión de la estructura separando las alas una de otra. Pero a diferencia del alma de la viga en doble T, el núcleo del panel sándwich ofrece un soporte continuo a las alas del mismo

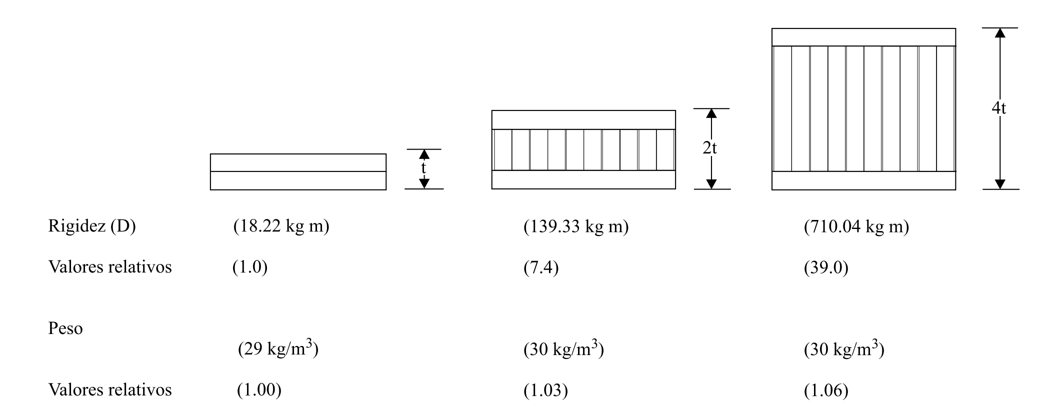


Figura 1.5.2 Un ejemplo de como la configuración tipo sándwich rigidiza la estructura, sin incrementar casi su peso. Las alas son de 2 mm de espesor en aluminio y el núcleo posee una densidad de 37 Kg/m^3

Materiales como el “cicleweld”, “plycosite” y “redux” se adhieren perfectamente a la madera o los metales, poseyendo una elevada y predecible resistencia, y dieron lugar al inicio de la revolución de la tecnología de los adhesivos. Muchos otros desarrollos posteriores siguieron a éstos en pocos años. Algunos resultados de estos desarrollos fueron la mejora de los métodos de limpieza de las superficies de los metales, materiales para núcleos del tipo de “nido de abeja” con bajo peso, y elevada resistencia y rigidez, nuevas generaciones de adhesivos, tejidos de preimpregnado de vidrio con resinas de nueva generación, resinas de alta resistencia, adhesivos duros de elevada resistencia al pelado, temperaturas y presiones de curado mas bajos, así como el desarrollo de sándwiches resistentes a la fatiga acústica.

1.5.2 Núcleos de nido de abeja

Se realizan a partir de láminas delgadas de diversos materiales metálicos y no metálicos cuyas propiedades, unidas al espesor de la lámina y la forma y tamaño de la celdilla formada, pueden variarse considerablemente y conducir a productos con un amplio margen de densidades, resistencias, etc.

Las láminas se unen entre sí mediante adhesivos de distintos tipos o por soldadura, formando estructuras por lo general regulares y repetitivas a base de un conjunto de prismas rectos de lados comunes en forma de «panal» y con la celdilla básica de sección transversal dada, en función de la aplicación del núcleo, siendo la más común la forma hexagonal.

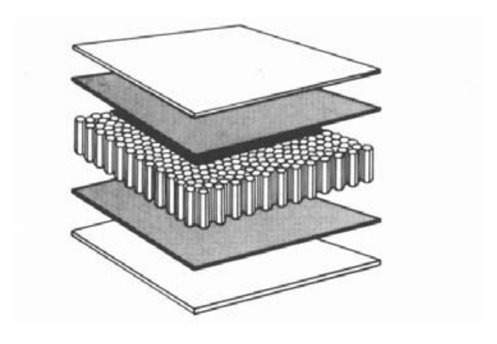


Figura 1.5.3 Estructura sándwich con núcleo de nido de abeja [41]

Dos son los métodos de fabricación de núcleos de nido de abeja: Procesos de expansión y procesos de corrugado u ondulación.

Procesos de expansión. Las láminas o bandas del material que formará el núcleo pasan entre dos rodillos de suministro de adhesivo en los que éste se encuentra en gargantas separadas entre sí la distancia adecuada, correspondiente a la que debe existir entre nodos una vez expandido el núcleo.

Procesos de corrugado u ondulación. Las láminas, cortadas con un ancho del orden del espesor máximo del núcleo deseado o de los espesores normalizados por el fabricante, se pasan entre cilindros acanalados que producen la ondulación deseada.

De los dos métodos, el más empleado es el de expansión. La morfología de un núcleo se define según Normas MIL teniendo en cuenta los siguientes parámetros:

- Tamaño de la celdilla. Se suele determinar por el diámetro de círculo que pueda inscribirse en la misma o por la distancia entre dos caras opuestas de la misma. Normalmente varía entre 1,6 y 9,5 mm.
- Nodo. Zona de adhesión o pegado entre celdillas contiguas.
- Altura del núcleo. Distancia entre las caras externas del núcleo o espesor del mismo.
- Espesor de la hoja o lámina con las que se han formado las celdillas.
- Dirección longitudinal o de «placas». En la dirección paralela a las líneas de nodos o al plano de apilamiento de las láminas antes de su expansión y perpendicular, por tanto, a la dirección transversal.
- Dirección transversal. Es la dirección de expansión del núcleo.
- Densidad. Parámetro que depende del material y espesor de la hoja y del tamaño y forma de la celdilla. Suele variar en los paneles de abeja entre 16 Kg/m^3 y 360 Kg/m^3, siendo los valores más comúnmente empleados en la industria aerospacial los comprendidos entre 48 y 160 Kg/m^3.

Los núcleos de nido de abeja están fabricados con láminas de materiales metálicos (aleaciones de aluminio, acero, titanio, etc.) y no metálicos (fibra de vidrio, Nomex, Kevlar, papel, etc.), estos últimos impregnados con resinas a fin de darles rigidez.

La nomenclatura para identificar los distintos tipos de núcleos no está normalizada, aunque suele utilizarse una secuencia alfanumérica ordenada y con un significado que generalmente incluye material, morfología o configuración, tamaño de la celdilla, espesor de la lámina, densidad del núcleo y acabado especial, si procede.

Así, por ejemplo, Al-3003-HEX-5/63-100 corresponde a un núcleo de celdilla hexagonal (morfología), de aleación de aluminio 3003 (material), de tamaño de 5 mm, espesor de 63 micras y densidad 100 Kg/m^3. Si tuviera algún acabado distinto del normalizado, como, por ejemplo, una protección química u orgánica, aparecería al final de la serie alfanumérica una clave que indicaría tal circunstancia.

Los nidos de abeja para su uso común pueden estar formados por papel preimpregnado o no en resina, varios tipos de aleaciones de aluminio, papel de aramida, y láminas de vidrio impregnadas con diferentes sistemas resinosos. En menores cantidades pueden también utilizarse, titanio, acero inoxidable, y muchos otros metales. La mayoría de los núcleos de nido de abeja se construyen mediante una unión adhesiva de una serie de tiras de material que se posicionan en una determinada forma como se puede mostrar en la figura 1.5.4.

En el caso de nido de abeja con papel de aramida, la inherente dureza y la gran resistencia del material hace que núcleos de 16 a 48 Kg/m^3 sean una elección excelente para paredes de interior de cabinas y techos, incluso con pieles reforzadas con tejidos de fibra de vidrio de espesores tan bajos como 0,254 mm.

Las propiedades físicas y mecánicas de los materiales de núcleo de nido de abeja están fuertemente influenciados por las propiedades de los materiales a partir de los cuales se fabrican. Algunas de estas diferencias se pueden observar en la información relativa a la conductividad térmica (figura 1.5.5), o en el factor de corrección del espesor (figura 1.5.6).

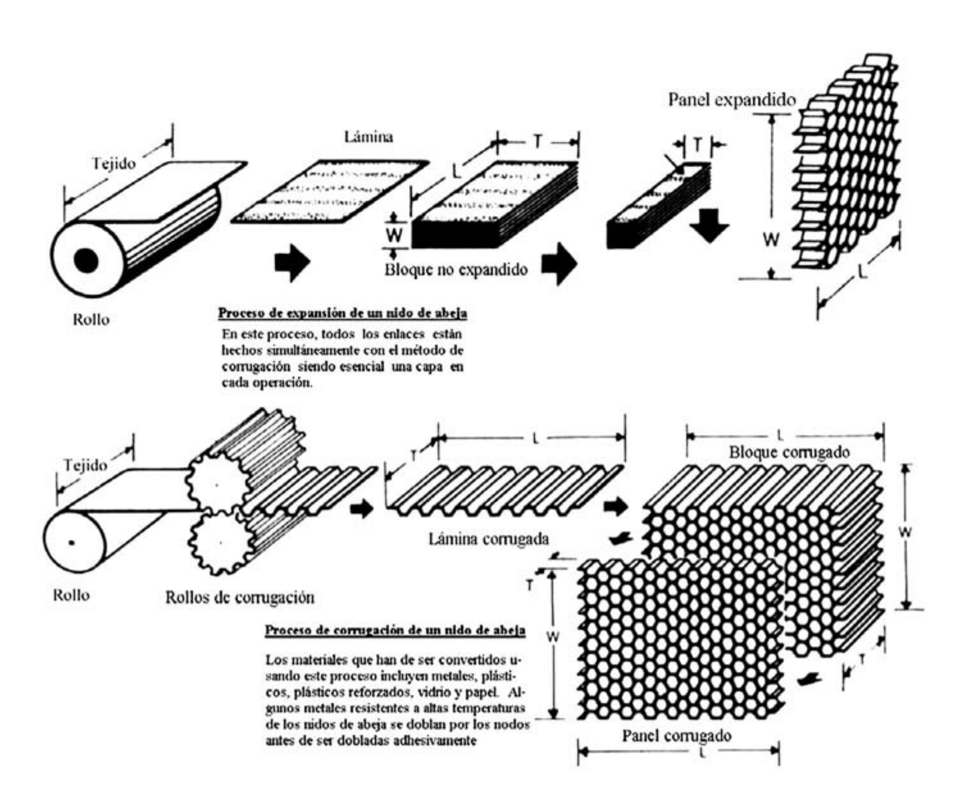
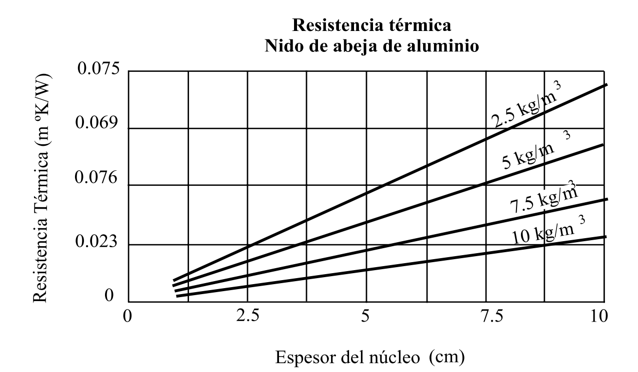
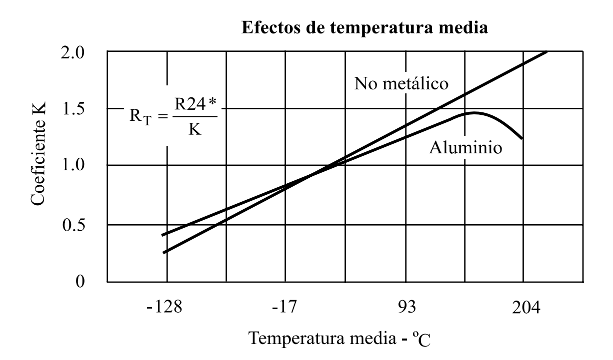


Figura 1.5.4 La mayoría de los nidos de abeja se obtienen por el proceso de expansión. La forma actual de la celda que se obtiene, puede variar en gran medida según el método utilizado





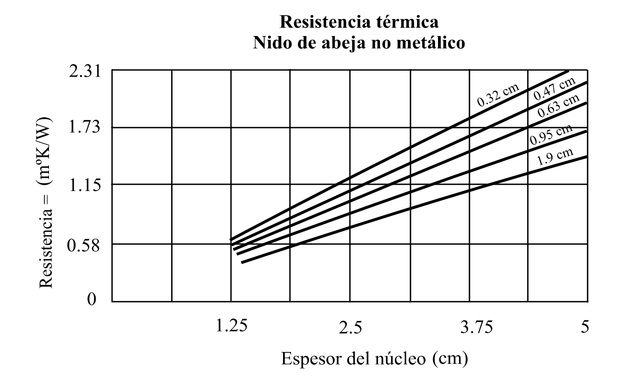


Figura 1.5.5 Gráficas de resistencia térmica del nido de abeja

La conductividad térmica a través de los paneles sándwich puede ser aislada mediante la contribución de cada componente: alas, núcleo, y adhesivo. La resistencia (o recíprocamente la conductividad) puede simplemente ser añadida, incluyendo el efecto de las condiciones de contorno de la lámina. Las propiedades térmicas de los materiales típicos que forman las alas, se pueden encontrar en la bibliografía actual. Los valores de resistencia térmica para un típico núcleo con alas adhesivadas es de 0,03 para una película de adhesivo con un recubrimiento soporte, y es de 0,01 para adhesivos sin soporte. Los gráficos muestran la resistencia para núcleos de abeja de aluminio y no-metálicos a una temperatura media de 23,9ºC. Se puede apreciar que para el nido de abeja no metálico, el tamaño de la celda es mas crítico que la densidad del núcleo. Lo contrario es cierto con nido de abeja de aluminio. Para obtener el valor corregido a temperatura media, hay que dividir la resistencia a 24ºC por el coeficiente K.

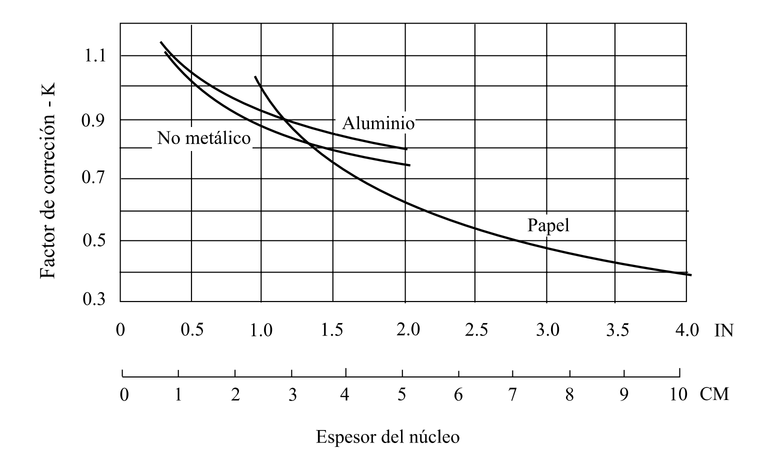
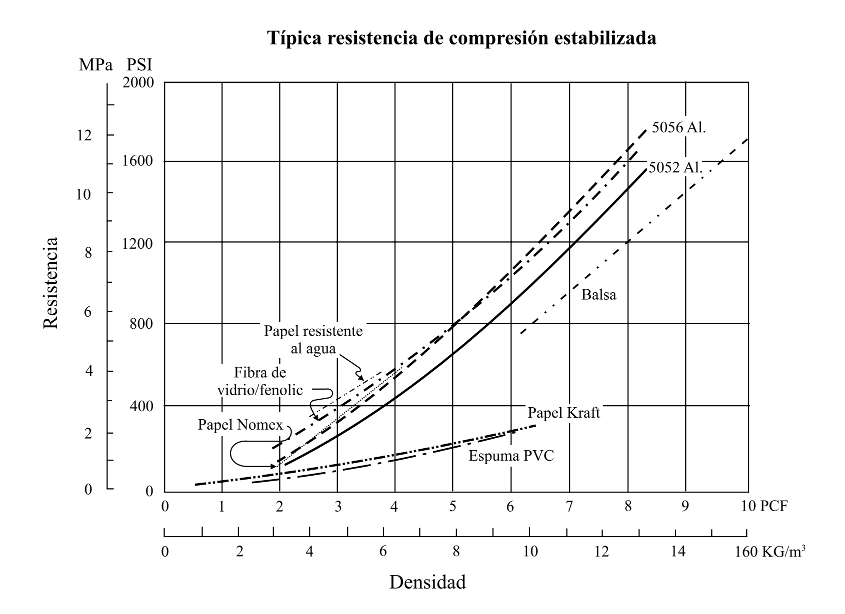


Figura 1.5.6 Las resistencias a cortadura medidas en los núcleos, varían dependiendo del tipo de ensayo, el espesor del núcleo, el espesor de las pieles y muchos otros factores. Las curvas que se muestran sólo pueden ser utilizadas como factores preliminares de corrección. Los ensayos físicos del diseño final se deben de realizar para confirmar los valores obtenidos. Los valores de las curvas son aproximados



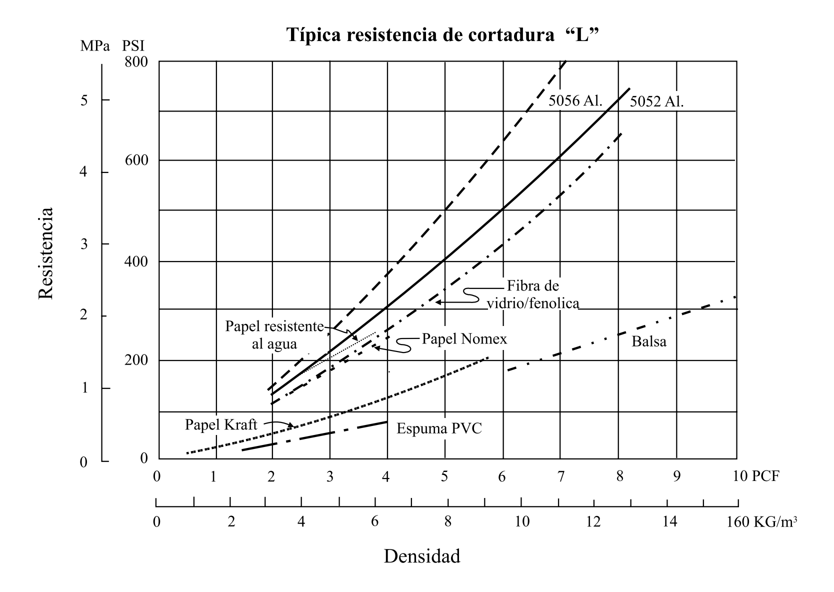


Figura 1.5.7 Resistencias de compresión y cortadura típicas

Sin embargo, algunas propiedades significantes de los núcleos de nido de abeja están más relacionadas con la geometría que con los materiales básicos que la forman y por lo tanto deben de ser examinadas por separado. Algunas de estas propiedades se describen a continuación:

Densidad. Todas las propiedades mecánicas se incrementan con densidades más elevadas como se muestra en la figura 1.5.7.

Forma de la celda. Todos los nidos de abeja son anisótropos, y las propiedades direccionales resultantes deben de ser adaptadas a las cargas anticipadas. La figura 1.5.8 muestra las diferencias típicas en resistencia a cortadura para las direcciones longitudinal (L) y transversal (W). Además, algunas formas de las celdas permiten un fácil conformado o curvado con una pequeña pérdida de la relación resistencia-peso. Este atributo puede ser de gran importancia en la fabricación de partes curvas de un espesor apreciable. Las variaciones en la forma de la celda pueden ser incluso realizadas a medida por el fabricante del núcleo, o en ciertos materiales como el aluminio, las formas pueden ser intencionadamente alteradas por el usuario del núcleo. La sobre o infra expansión del núcleo modifica la forma de su celda y su densidad. La versión sobre expandida (figura 1.5.9C), modifica las propiedades direccionales, de manera que la dirección L llega a ser sensiblemente la más débil de los dos ejes principales. Puesto que la disminución de la resistencia en la dirección L puede llegar al 30%, tales cambios en la forma de la celda deben de evitarse si ocurren por error.

Tamaño de la celda. Aunque el tamaño de la celda suele ser una variable secundaria para la mayoría de las propiedades mecánicas de los materiales de núcleo, es una variable principal en la fijación del nivel de resistencia de la unión ala-núcleo, y en la determinación de los niveles de tensión a los cuales ocurre el pandeo entre celdas o el pandeo local de las alas.

Espesor. Las propiedades a cortadura y a compresión obtenidas para un determinado tipo de núcleo pueden ser sólo obtenidos cuando los métodos de ensayo están cuidadosamente especificados y controlados. La rotura por el efecto del espesor puede afectar a valores conocidos por un factor de 4 o más. Debe de recalcarse que el factor de corrección mostrado puede ser considerablemente diferente dependiendo del tipo de material utilizado en las alas y de su espesor.

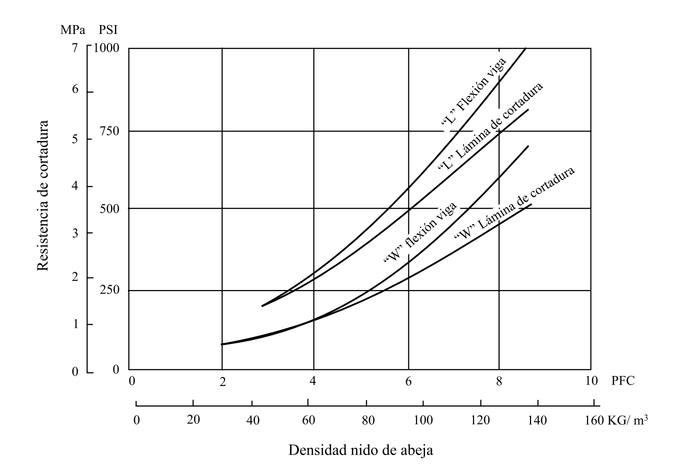


Figura 1.5.8 Valores típicos de la cortadura frente a flexión de una placa de nido de abeja de aluminio 5052

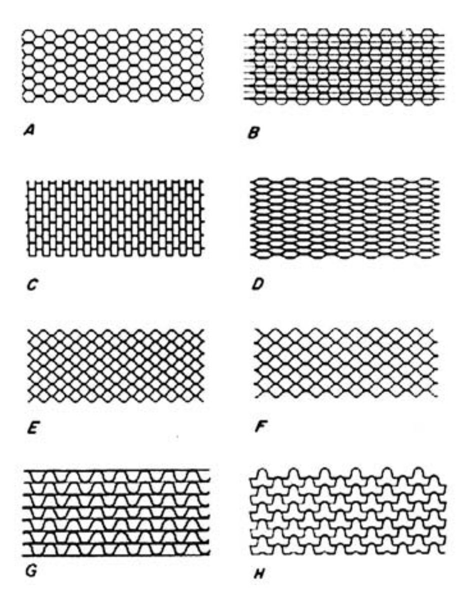


Figura 1.5.9 Varias configuraciones de las celdas de uso común. B y C se producen sólo por el método de la corruga. F es una configuración de celda casi siempre utilizada en la fabricación de nido de abeja de metal unida por soldadura. C es flexible en un eje, mientras que G y H son flexibles en ambos ejes. A, C y D se expanden de láminas idénticas sin expandir, donde A se expande normalmente, C se sobre expande y D se expande un 50%. B es un núcleo corrugado reforzado con una lámina extra de material sin corrugar situado entre cada lámina de material corrugado. Las láminas de refuerzo pueden ser añadidas en determinadas localizaciones y pueden ser del mismo o diferente material o espesor

Geometría de las probetas y método de ensayo. Como el espesor, estas características deben de controlarse cuidadosamente de manera que se puedan obtener valores comparables a los obtenidos por otros ensayos. Los valores de la resistencia a cortadura obtenida mediante el ensayo de la placa de cortadura son hasta un 25% inferiores a los valores obtenidos mediante el ensayo de flexión tres puntos. Ambos métodos son aceptados y utilizados y cualquier pérdida de conocimiento de las diferencias existentes puede conducirnos a problemas de sensibilidad. En las tablas de las propiedades mecánicas de los diferentes núcleos de nido de abeja se especifica el método de ensayo de la cortadura utilizado. En las tablas 3 a 5 se pueden observar propiedades de núcleos de nidos de abeja.

1.5.2.1 Nido de abeja de aluminio

Esta familia de materiales ha estado en producción y creciendo desde 1950. El nido de abeja de aluminio ahora se realiza con cuatro tipos de aleaciones, cinco tipos de formas de celda y muchos tamaños de lámina que proporciona un amplio rango de densidades. Las aleaciones disponibles son las siguientes:

· 3003-H19, la de más baja resistencia del grupo, normalmente utilizada para aplicaciones no aeronáuticas.

· 5052-H39, la más utilizada a menudo en aeronáutica, disponible con un tratamiento superficial resistente a la corrosión. (Tabla 1.5.1).

· 5056-H39, es la más resistente dentro de todas las utilizadas en aeronáutica, disponible con un tratamiento superficial resistente a ala corrosión. (Tabla 1.5.2).

· 2024-T3 o T81, la aleación más resistente al calor, y ligeramente más resistente en algunas propiedades que la 5056-H39. Disponible con un tratamiento superficial resistente a la corrosión. (Tabla 1.5.3)

Algunas de las aleaciones anteriores están también disponibles en láminas corrugadas, corrugadas y reforzadas, sobre expandidas y con configuraciones de celda flexible. Algunas han sido también producidas en una geometría determinada para conseguir que en todos los ejes se pueda desarrollar el radio de un cilindro, una esfera u otras configuraciones únicas. Las mismas láminas de aleación se pueden tejer como una corruga espiral para formar un cilindro o tubo con objeto de ser destinado a aplicaciones de absorción de energía.

Los núcleos de nido de abeja de aluminio siguen siendo muy utilizados, debido a sus elevadas prestaciones mecánicas específicas. El coste de este núcleo es más elevado que el de las espumas, algo lógico debido a sus superiores prestaciones mecánicas. El rango entre los núcleos de aluminio expandido comercialmente disponibles va desde 32 Kg/m^3 hasta 192 Kg/m^3. Los núcleos de aluminio corrugado sin embargo comienzan en densidades de 128 Kg/m^3 y pueden alcanzar hasta los 880 Kg/m^3. En densidades por debajo de los 128 Kg/m^3, la corruga sufre una seria penalización en lo que a propiedades de cortadura se refiere.

Tabla 1.5.1 Propiedades de la aleación 5052 de aluminio para nidos de abeja hexagonales[52]

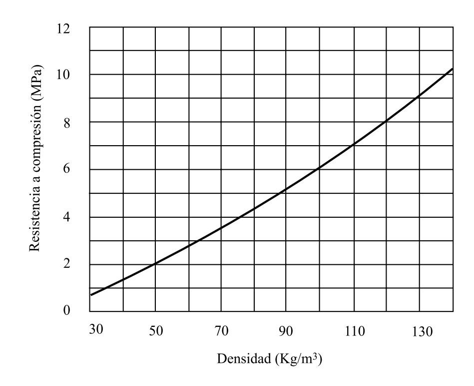
Designación del núcleo celda - material - medida	Densidad nominal (Kg/m^3)	Resistencia compresión (KPa)	Módulo compresión (KPa)	Resistencia a crush (KPa)	Resistencia a cortadura dirección L (KPa)	Módulo a cortadura dirección L (KPa)	Resistencia a cortadura dirección W (KPa)	Módulo a cortadura dirección W (KPa)
1/16 - 5052 - 0,0007	101	6274	1896	-	3516	621	2206	276
1/16 - 5052 - 0,001	144	10342	2896	-	5343	724	3585	365
1/8 - 5052 - 0,0007	50	1999	517	896	1448	310	896	152
1/8 - 5052 - 0,001	72	3758	1034	1793	2344	483	1517	214
1/8 - 5052 - 0,0015	98	6274	1655	3103	3482	676	2206	283
1/8 - 5052 - 0,002	130	10135	2413	5171	4999	931	3137	372
1/8 - 5052 - 0,003	192	16030	6205	-	7584	-	4309	-
5/32 - 5052 - 0,0007	42	1482	379	621	1138	255	689	131
5/32 - 5052 - 0,001	61	2827	758	1276	1862	386	1207	182
5/32 - 5052 - 0,0015	85	4964	1344	2344	2896	579	1862	248
5/32 - 5052 - 0,002	111	7791	1965	3964	4068	786	2586	320
5/32 - 5052 - 0,0025	135	11032	2551	5516	5240	965	3275	386
3/16 - 5052 - 0,0007	32	931	234	414	827	186	483	99
3/16 - 5052 - 0,001	50	1999	517	896	1448	310	896	152
3/16 - 5052 - 0,0015	70	3620	1000	1724	2275	469	1482	207
3/16 - 5052 - 0,002	91	5585	1517	2689	3172	621	2068	265
3/16 - 5052 - 0,0025	111	7791	1965	3964	4068	786	2586	320
3/16 - 5052 - 0,003	130	10135	2413	5171	4999	931	3137	372
1/4 - 5052 - 0,0007	26	655	138	276	586	145	345	76
1/4 - 5052 - 0,001	37	1207	310	517	965	221	586	112
1/4 - 5052 - 0,0015	54	2344	621	1034	1620	345	1034	165
1/4 - 5052 - 0,002	69	3482	965	1586	2206	455	1448	205
1/4 - 5052 - 0,0025	83	4757	1310	2310	2827	565	1827	244
1/4 - 5052 - 0,003	96	6067	1620	2965	3413	662	2172	279
1/4 - 5052 - 0,004	127	9791	2344	4999	4826	896	3034	364
3/8 - 5052 - 0,0007	16	310	69	172	310	83	207	48
3/8 - 5052 - 0,001	26	655	138	276	586	145	345	76
3/8 - 5052 - 0,0015	37	1207	310	517	965	21	586	112
3/8 - 5052 - 0,002	48	1862	483	827	1379	296	862	146
3/8 - 5052 - 0,0025	59	2689	724	1241	1793	379	1172	179
3/8 - 5052 - 0,003	67	3344	931	1517	2137	448	1379	200
3/8 - 5052 - 0,004	86	5137	1379	2482	2965	593	1931	254
3/8 - 5052 - 0,005	104	7033	1827	3482	3758	724	2413	300

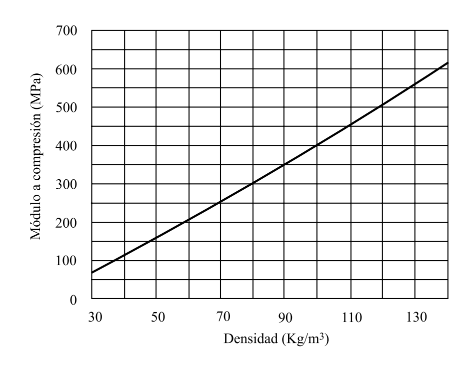
Tabla 1.5.2 Propiedades de la aleación 5056 de aluminio para nidos de abeja hexagonales[52]

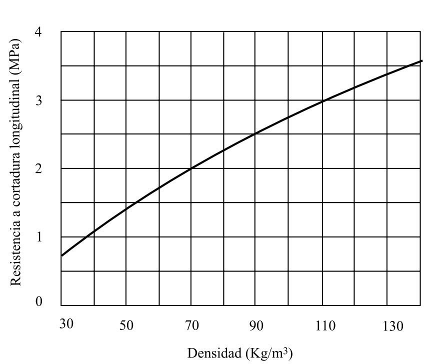
Designación del núcleo celda - material - medida	Densidad nominal (Kg/m^3)	Resistencia compresión (KPa)	Módulo compresión (KPa)	Resistencia a crush (KPa)	Resistencia a cortadura dirección L (KPa)	Módulo a cortadura dirección L (KPa)	Resistencia a cortadura dirección W (KPa)	Módulo a cortadura dirección W (KPa)
1/16 - 5056 - 0,0007	101	7584	2275	-	4447	655	2551	262
1/16 - 5056 - 0,001	144	12410	3447	-	6756	758	4136	344
1/8 - 5056 - 0,0007	50	2482	668	1172	1723	310	1068	137
1/8 - 5056 - 0,001	72	4619	1275	2206	2930	482	1758	262
1/8 - 5056 - 0,0015	98	7584	2034	3689	4413	703	2551	262
1/8 - 5056 - 0,002	130	11721	2999	5585	6205	986	3585	352
5/32 - 5056 - 0,0007	42	1793	483	827	1379	248	827	117
5/32 - 5056 - 0,001	61	3447	965	1620	2310	393	1413	165
5/32 - 5056 - 0,0015	85	5964	1655	2896	3654	586	2137	228
5/32 - 5056 - 0,002	111	9239	2413	4482	5240	814	2965	296
3/16 - 5056 - 0,0007	32	1103	310	517	965	186	586	90
3/16 - 5056 - 0,001	50	2482	669	1172	1758	310	1069	138
3/16 - 5056 - 0,0015	70	4482	1241	2137	2827	469	1689	190
3/16 - 5056 - 0,002	91	6757	1862	3309	4033	648	234	248
1/4 - 5056 - 0,0007	26	758	207	345	621	138	414	83
1/4 - 5056 - 0,001	37	1448	400	689	1172	221	724	103
1/4 - 5056 - 0,0015	54	2896	793	1379	1999	345	1207	152
1/4 - 5056 - 0,002	69	4275	1186	2068	2758	462	1655	186
1/4 - 5056 - 0,0025	83	5654	1586	2827	3447	579	2068	221
3/8 - 5056 - 0,0007	16	345	103	241	414	103	241	62
3/8 - 5056 - 0,001	26	758	207	345	621	138	414	83
3/8 - 5056 - 0,0015	37	1448	400	689	1172	221	724	103
3/8 - 5056 - 0,002	48	2344	634	1103	1689	296	1000	131

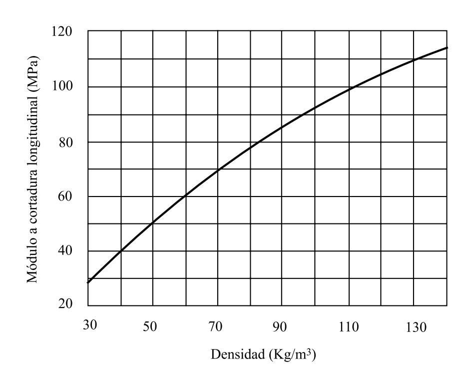
Tabla 1.5.3 Propiedades de la aleación 2024 de aluminio para nidos de abeja hexagonales[52]

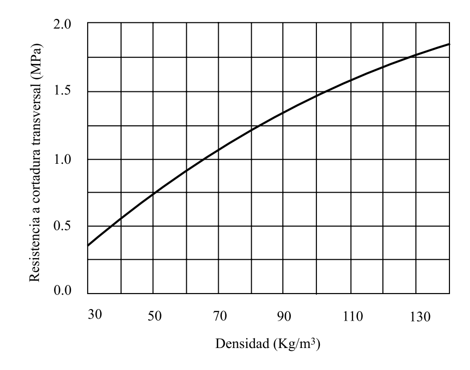
Designación del núcleo celda - material - medida	Densidad nominal (Kg/m^3)	Resistencia compresión (KPa)	Módulo compresión (KPa)	Resistencia a crush (KPa)	Resistencia a cortadura dirección L (KPa)	Módulo a cortadura dirección L (KPa)	Resistencia a cortadura dirección W (KPa)	Módulo a cortadura dirección W (KPa)
1/8 - 5056 - 0,0015	80	5378	1379	2930	3447	565	2172	228
1/8 - 5056 - 0,002	107	8446	2068	4413	5240	814	3241	310
1/8 - 5056 - 0,0025	128	11376	2620	5792	6619	1020	4068	372
1/8 - 5056 - 0,003	152	15858	3309	7722	7929	1172	4482	441
3/16 - 5056 - 0,0015	56	2551	593	1379	1999	379	1241	159
1/4 - 5056 - 0,0015	45	1724	276	758	1379	290	827	131











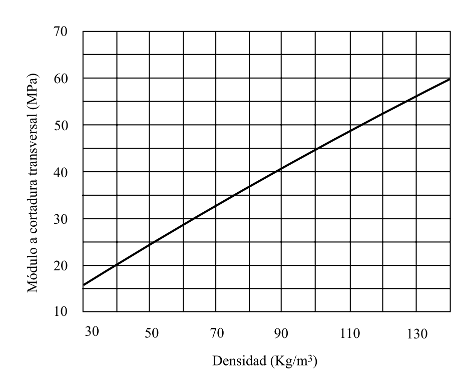


Figura 1.5.10 Propiedades de un nido de abeja de aleación 5052 de aluminio en función de la densidad [52]

1.5.2.2 Nido de abeja de aramida

Éste es un material resistente al daño, basado en un papel calandrado de material de Nomex completamente sintético, producido por DuPont. El núcleo se expande mucho, como el núcleo del nido de abeja de aluminio o de vidrio, y posteriormente se sumerge en un recubrimiento de resina fenólica o similar. Las propiedades mecánicas del material como núcleo estructural son un poco más bajas que las del aluminio, especialmente en módulo, aunque poseen una capacidad única de soportar sobrecargas en áreas locales sin obtener daño permanente. Esto se traduce en materiales de elevada resistencia cuando son aplicados a paneles interiores y suelos super aligerados de estructuras aeronáuticas, lo que le proporciona al material una gran competitividad incluso a los elevados costes que ello representa. El material base es relativamente incombustible, y las pequeñas cantidades de material presentes en los paneles usuales dan lugar a bajos volúmenes de humo y gases bajo ensayo de fuego. Las aplicaciones típicas hacen uso de estas propiedades de forma muy efectiva, por lo que estos materiales han crecido y se han situado en el segundo material en volumen de producción en estructuras aeronáuticas por detrás del aluminio. Los usos fuera de la industria aeroespacial están limitados debido al elevado coste del material, pero a pesar de esto,se han visto aplicaciones en cascos de barcos de hasta 12 metros de longitud, así como en esquíes, botes de carreras y muchos otros productos.

El núcleo de Aramida se produce normalmente en tamaños de celda de 3, 5, 6,5 y 10 mm, y en densidades de 24 hasta 144 Kg/m^3. Las densidades superiores a 64 Kg/m^3 son casi enteramente utilizadas para los suelos de estructuras aeronáuticas.

1.5.2.3 Nido de abeja de polipropileno

El nido de abeja de polipropileno se caracteriza por su resistencia frente al agua, al contacto con los suelos y tiene en general buena resistencia química. Presenta también buen comportamiento acústico, ya que la frecuencia natural de este material oscila entre 125 y 150 Hz. Por lo tanto, sus campos de aplicación son como base de carreteras con alto grado de humedad, embarcaciones marinas, techos y fachadas en edificación y en plantas químicas.

Sus propiedades son:

Densidad: 80 kg/m^3

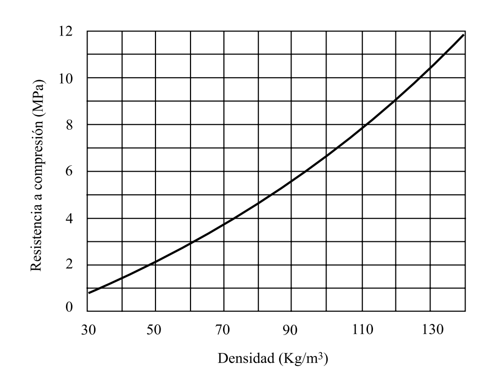
Resistencia a la compresión: 1 MPa

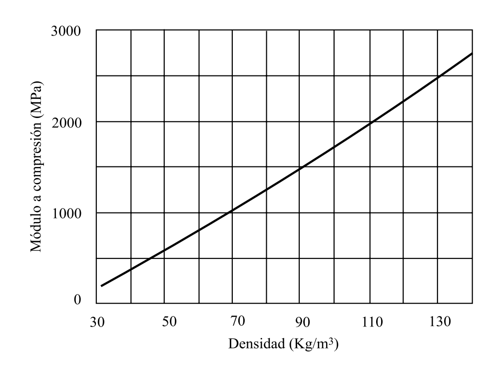
Resistencia a la cortadura: 0.5 MPa

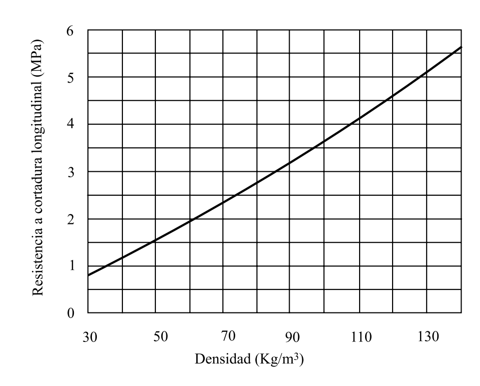
Tamaño de celda: hasta 30 mm de altura

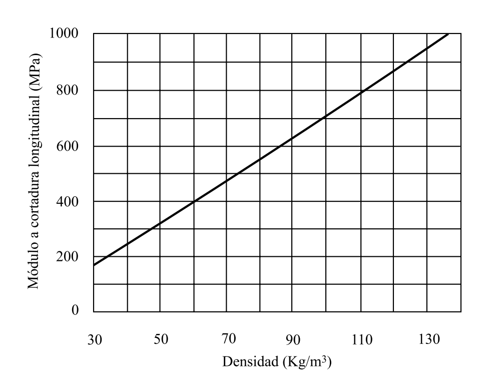
Espesor: de 5 a 500 mm

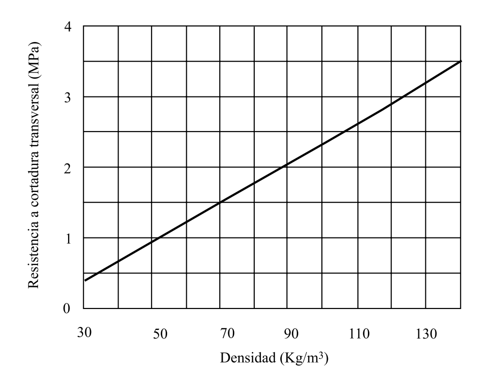
Dimensiones comerciales: 1m x 2 m











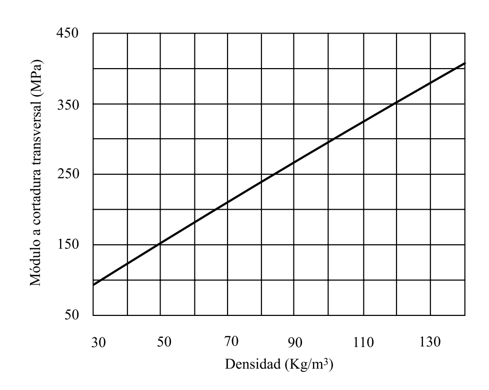


Figura 1.5.11 Propiedades del núcleo de nido de abeja aramida-fenólica en función de la densidad [52]

1.5.2.4 Nido de abeja de papel

El nido de abeja de papel es el predecesor de todos los núcleos de nido de abeja, habiéndose producido durante más de 2000 años. Las primeras formas no se utilizaron con carácter estructural, pero se emplearon en decoración y se pueden ver frecuentemente en decoraciones estacionales en grandes almacenes en la forma de campanas y esferas expandidas, etc. Los materiales actualmente utilizados como núcleos de sándwiches son diferentes, en el sentido en que el papel empleado es mucho más resistente y además se utiliza con un 11-35% de resina fenólica con objeto de mejorar sus propiedades mecánicas, humedad y resistencia a los hongos. Se dispone de muchas variaciones en lo que el tamaño de celda se refiere, 10, 13 y 19 mm o incluso tamaños mayores. Las versiones de núcleos de papel de resistencias más elevadas sólo se fabrican en el tamaño de celda más pequeño (10 mm), disponibles como resistentes a la migración de agua cumpliendo con la norma militar MIL-H-2104Q. La mayoría de las aplicaciones se encuentran en usos que no sean aeronáuticos, donde el ahorro en el coste sea uno de los principales objetivos. Su uso está creciendo rápidamente en vehículos de recreo, puertas, paredes y tabiques separadores y un sinfín de aplicaciones en la construcción. Algunos valores de las propiedades mecánicas de núcleos de nido de abeja de papel disponibles comercialmente, se muestran en la tabla 1.5.4.

Tabla 1.5.4 Propiedades de varios nidos de abeja de papel

		Compresión Estabilizada	Compresión Estabilizada	Cortadura Dirección L	Cortadura Dirección L	Cortadura Dirección W	Cortadura Dirección W
Designación	Densidad (Kg/m^3)	Resistencia (KPa)	Módulo (MPa)	Resistencia (KPa)	Módulo (MPa)	Resistencia (KPa)	Módulo (MPa)
Con resina impregnada (%)							
KP 1/4 - 80 (11)	80	2758	461	1324	208	593	45
KP 3/8 - 60 (25)	37	1379	310	758	107	414	40
KP 1/2 - 60 (25)	30	896	241	621	83	317	34
KP 1/2 - 80 (11)	30	862	200	483	72	248	26
KP 1/2 - 80 (18)	35	965	234	545	82	283	30
KP 3/4 - 80 (11)	21	496	110	303	44	165	16
KP 3/4 - 80 (18)	24	621	138	310	45	193	21
KP 3/4 - 99 (11)	24	462	62	359	44	193	26
KP 3/4 - 99 (18)	24	462	66	359	36	214	24
Sin impregnar							
KP 3/8 - 80 (0)	34	496	128	317	51	214	26
KP 1/2 - 80 (0)	30	441	114	290	48	193	23
KP 3/4 - 80 (0)	19	269	66	179	33	124	16
KP 1 - 80 (0)	16	200	48	138	26	90	12
KP 1 ½ - 80 (0)	10	97	17	69	15	48	7

1.5.3 Madera de balsa

Varios tipos diferentes de materiales se han utilizado como núcleos de sándwiches. El más antiguo de éstos es la madera, la cual ha sido utilizada en muchas aplicaciones como el núcleo de puertas, tabiques separadores, y muchas otras aplicaciones de las empresas constructoras. Se ha utilizado también en la mayoría de las tablas de esquíes, aunque la tendencia es utilizar núcleos de nido de abeja, espumas o plásticos reforzados.

La madera de balsa ha adquirido una gran aceptación en los cascos de embarcaciones de 15 metros de longitud o mayores, y todavía se utiliza para reparaciones del suelo de muchas viejas embarcaciones, así como en la utilización de suelos en nuevas aeronaves. La ventaja tradicional del bajo coste de la madera fue progresivamente desestimada en los años setenta, donde muchos usuarios argumentaron la dificultad que tenían a la hora de obtener suministros, incluso a precios más elevados que los de las espumas, y algunas veces aproximándose a los precios de los nidos de abeja.

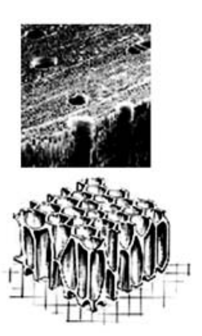


Figura 1.5.12 Esquema de la madera de balsa

De hecho, el fácil uso y la excelente durabilidad del material final le ha llevado a ser un producto muy utilizado, particularmente en determinadas calidades de maderas de balsa, en aplicaciones de cascos de barcos, grandes contenedores, palets y contenedores aerotransportados. Este uso tan extendido está también avalado por su excelentes propiedades como el módulo y la resistencia a la compresión en comparación con todos los demás materiales utilizados como núcleos, incluso en comparación con el nido de abeja en papel de aramida, el cual es mucho más caro. Las propiedades mecánicas de la madera de balsa de tres densidades diferentes, se muestran en la tabla 1.5.5.

Tabla 1.5.5 Propiedades mecánicas de la madera de balsa cuando se utiliza como núcleo de sándwich (valores máximos y mínimos)

	Densidades :	96 Kg/m^3	176 Kg/m^3	248 Kg/m^3
Valores de cortadura				
Fibra corta	Resistencia (MPa)	3,45 - 5,17	10 - 13,2	15,9 - 20,3
	Módulo (MPa)	2275	5295	8025
Fibra plana	Resistencia (MPa)	0,34 - 0,58	0,689 - 0,993	1 - 1,36
	Módulo (MPa)	35,1 - 110	89,6 - 255	137 - 379
Valores de tracción				
Fibra corta	Resistencia (MPa)	9,48	21,0	31,2
Fibra plana	Resistencia (MPa)	0,49 - 0,77	0,814 - 1,17	1,07 - 1,54
Valores de compresión				
	Resistencia (MPa)	1,09 - 1,24	2,03 - 2,48	2,93 - 3,59
	Módulo (MPa)	110	255	379

1.5.4 Espumas

El uso de la espuma como núcleo estructural ha estado y está en la actualidad muy extendido. Los últimos desarrollos en la tecnología de inyección han incrementado su utilización. El más original de éstos es la utilización de moldes cerrados fríos, en los que la espuma se inyecta en el molde en un sólo paso, simplificando la producción. Un cuidadoso ajuste de la reacción de curado de la espuma y el efecto de calentamiento en el llenado del molde, da lugar a una pieza con prestaciones razonables a costes moderados. La alta productividad y el coste de esta técnica ha hecho que sea utilizada en la industria general y de

automoción. Otra aplicación donde se utiliza el crecimiento rápido del material es en núcleos para esquíes y raquetas de tenis, en los cuales los insertos necesarios se colocan en un molde cerrado en donde se inyecta la espuma para dar lugar tanto al núcleo como a la unión con las pieles pre-curadas de fibra de vidrio. El ahorro conseguido en tiempo de fabricación ha obtenido como consecuencia una rápida aceptación del proceso y la implantación de numerosas empresas que utilizan esta tecnología en Europa o en los Estados Unidos. Las espumas también proporcionan algunas propiedades peculiares como el aislamiento térmico y acústico o la transparencia al radar.

Las espumas de poliestireno se utilizan principalmente en aplicaciones en el área de la construcción, su función en componentes estructurales de vehículos frigoríficos está siendo sustituida por los poliuretanos. Las espumas de policloruro de vinilo (PVC), las cuales se introdujeron en la industria aeronáutica en forma de núcleos de estructuras sandwich, han sido también reemplazadas por los núcleos de nido de abeja de aluminio o aramida de alta densidad, más eficientes. El sistema de colar la espuma en el lugar de la aplicación para producir estructuras sándwich ha sido utilizado durante más de 25 años debido principalmente a la simplicidad del proceso. Sin embargo, se han observado problemas de uniformidad así como de resistencias de adhesión bajas entre las pieles de metal o fibra de vidrio precurada. Los procedimientos más utilizados en la industria son la prefabricación de la espuma en bloques rectangulares, que posteriormente se mecanizan adaptándose a la geometrá final de la pieza, y la inyección. Este último proceso, típico de las espumas de poliuretano, consiste en la inyección en el espacio dejado entre las pieles que configuran la estructura sándwich. La propia espuma hace de adherente entre el núcleo y las pieles.

En la tabla 1.5.6 se muestran las propiedades de algunos de estos materiales. Las espumas son dispersiones de grandes volúmenes de gas en pequeños volúmenes líquidos con burbujas que crecen mucho, quedando muy cerca unas de otras, deformándose y adoptando formas casi poliédricas, con delgadas capas de líquido entre ellas, líquido que solidifica constituyéndose las espumas denominadas poliédricas.

Existe una gran variedad de espumas en el mercado, siendo cada una de ellas más adecuada para cada aplicación concreta en función de las especificaciones de la estructura tipo sándwich.

Tabla 1.5.6 Propiedades de varios materiales de espuma utilizados como núcleos

Tipo	Densidad (Kg/m^3)	Resistencia a tracción (ASTM D1623) (MPa)	Resistencia a compresión a 10% de deflexión. (ASTM D1621) (MPa)	Temperatura máxima de servicio (ºC)	Conductividad Térmica (W/mºK)	Resistencia a cortadura (MPa)	Módulo de cortadura (MPa)
ABS (acrilonitrilo-butadieno-estireno)	641 - 897	13,8 - 27,6	15,8 - 25,5	80 - 82	0,08 - 0,3		
Acetato de celulosa	96 - 128	1,2	0,86	177	0,04		
Epoxis	80 160 320	0,35 1,2 4,5	0,62 1,8 7,4	177 177 177	0,04 0,04 0,05		
Fenólicas	5 - 24 32 - 80 112 - 160	0,021 - 0,12 0,138 - 0,372 0,552 - 0,896	0,014 - 0,1 0,15 - 0,58 1,09 - 2,07	145 145 145	0,03 - 0,04 0,03 - 0,04 0,03 - 0,04		
Policarbonato	801	37,9	51,7	132	0,15		
Polipropileno	561	11,03	14,4		0,61		
Poliuretano	21 - 48 64 - 128 144 - 192 208 - 288 304 - 400	0,10 - 0,65 0,62 - 1,99 1,58 - 3,10 3,28 - 4,83 5,34 - 8,96	0,1 - 0,41 0,48 - 1,9 1,99 - 3,79 4,48 - 7,58 8,27 - 13,8	82 - 121 93 - 131 121 - 135 121 - 149 121 - 149	0,2 - 0,4 0,02 - 0,04 0,03 - 0,05 0,04 - 0,06 0,05 - 0,07	0,14 0,62 1,24 3,1	1,56 10,3 31,0 103,5
Moldeado de pieles	400 - 1041 48 - 481	0,68 - 18,6	0,28 - 20,7	66 - 121 66 - 121	0,02 - 0,12	0,32 - 8	3,6 - 240
Policloruro de vinilo	48 96	6,9 y sup.	0,65 1,38			0,45 0,83	8,3 15,2

Las propiedades de las espumas dependen fundamentalmente de:

- Composición del polímero
- Estado del polímero (orientación, cristalinidad, historia térmica)
- Densidad de la espuma
- Estructura de las celdillas (tamaño, geometría, fracción de células abiertas)
- Composición del gas espumante

Una propiedad importante de estos materiales en cualquiera de sus aplicaciones es la resistencia a la llama, que es problemática debido a que su estructura celular permite que la combustión pueda progresar rápidamente. Para mejorar la resistencia a la llama, se suelen incorporar a las espumas aditivos que contienen bromo, cloro y fósforo.

En las espumas de tipo rígido que actúan como núcleo de una construcción sándwich las propiedades mecánicas a tener más en cuenta son la resistencia y módulo en compresión, que a su vez están fundamentalmente afectadas por la composición y densidad de la espuma, así como por la estructura de las celdillas. En general, dicha resistencia crece de forma aproximadamente lineal con la densidad de la espuma.

Las espumas de tipo flexible tienen aplicaciones muy diferentes a las anteriores, dependiendo su comportamiento en compresión fundamentalmente de la composición del polímero, de la densidad de la espuma y de la morfología de celdillas.

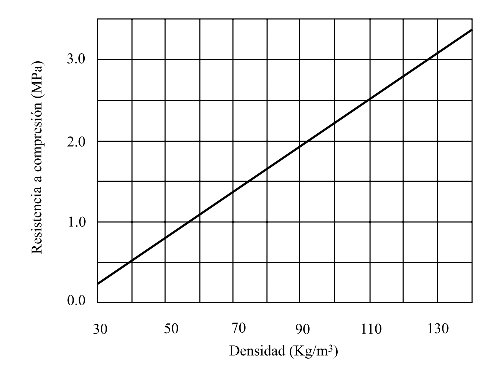
El núcleo de espuma puede obtenerse:

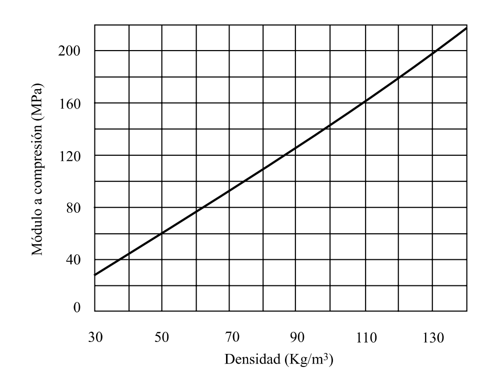
- A partir de bloques, planchas, hojas, etc., mediante operaciones de mecanizado hasta llegar a la forma deseada.
- Fabricándola «in situ», obteniendo mediante colada (por presión diferencial o gravedad) la pieza o conjunto.

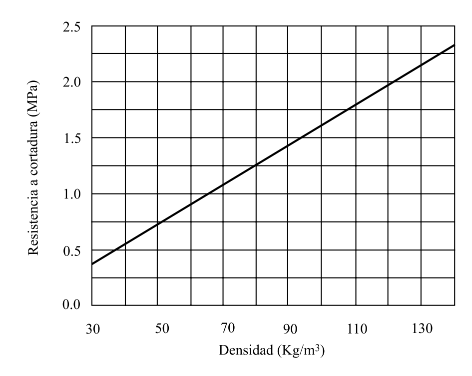
La estructura tipo sándwich puede entonces obtenerse, bien preparando separadamente el núcleo de espuma y los revestimientos y luego uniéndolos, o bien colando la espuma directamente entre los revestimientos.

1.5.4.1 Policloruro de vinilo (PVC)

El PVC es una espuma de altas prestaciones, utilizada sobre todo en aplicaciones marinas. Se comercializa en paneles prefabricados y sus densidades oscilan entre 50 y 200 kg/m^3. Para que el PVC tenga utilidad, una vez que sale de la planta de polimerización, es necesario añadirle una serie de aditivos (estabilizantes, lubricantes). Pero además de estos indispensables, el PVC admite infinidad de aditivos: plastificantes, elastificantes, cargas, otros polímeros, etc., y es esto lo que le hace tan popular y apreciado, ya que en razón del número y proporción de aditivos que contenga el PVC da lugar a materiales aparentemente muy diversos y con características muy particulares. Así podremos encontrarlo como un material rígido, más o menos flexible, o hasta casi como caucho; transparente, translúcido o totalmente opaco, compacto o espumado, frágil o tenaz, mate o brillante, etc. Se puede decir que el PVC es el plástico más versátil de todos los conocidos.







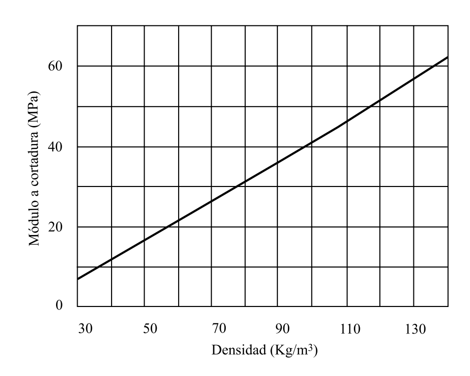


Figura 1.5.13 Propiedades de una espuma de PVC en función de la densidad [52]

El PVC es, por naturaleza, un polímero amorfo cuyas propiedades están en enorme dependencia de la formulación (aditivos) de cada material concreto. En general podemos decir que sus propiedades mecánicas no son excelentes dentro de la gama ofrecida por los plásticos; además, con la posibilidad de verse reducidas a bajas temperaturas (a partir de los -10ºC); su resistencia química es buena, aunque sea sensible a ciertos disolventes (hidrocarburos aromáticos y clorados, ésteres y cetonas) y presenta un comportamiento muy satisfactorio a los agentes atmosféricos (luz incluida), salvo que los aditivos añadidos no sean los adecuados para ese fin.

1.5.4.2 Poliuretano

Los poliuretanos son una familia de polímeros con características diversas en función de los productos de partida, pero normalmente los englobamos bajo el mismo nombre genérico de poliuretanos, con las siglas PUR.

Según los productos de partida, sus proporciones y las condiciones de polimerización podremos obtener un producto final termoplástico o considerar a los PUR como el eslabón que engarza plásticos y cauchos, pudiendo figurar honrosamente en ambos lados.

Aquí, como es lógico, nos vamos a referir fundamentalmente a los PUR con carácter termoestable. Los productos de partida son un isocianato (por ejemplo, el toluen diisocianato TDI o el metilen-bis 4 fenilendiisocianato MDI) y un poliol de tipo poliéster o poliéter. La reacción de polimerización es generalmente muy rápida y al ser en fase líquida, permite el moldeo en el momento de la propia reacción.

Esta reacción es tan rápida que si hacemos burbujear un gas en el momento de mezclar los productos a reaccionar queda atrapado y el producto resultante es una esponja, rígida o flexible, según sean los productos de partida.

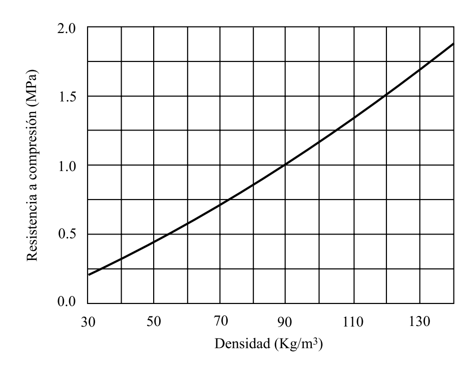
Esto nos lleva a un sistema de moldeo típico de estos materiales, el llamado *espumado in situ*. Para entender esto, podemos imaginar una estación de servicio de gasolina en la que la manguera es doble, pero con una sola boquilla; cada manguera se alimenta de un depósito distinto: una lo hace de un depósito que contiene uno de los productos de partida y la otra lo hace de otro depósito que contiene el producto de

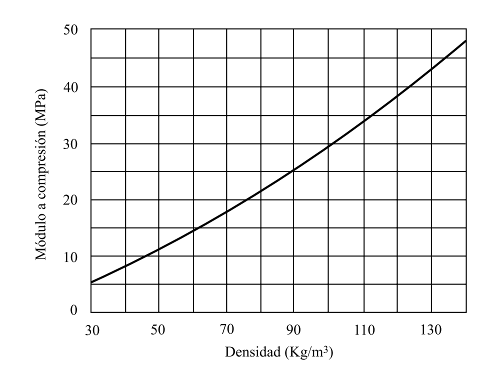
partida y un producto fácilmente gasificable. Al abrir la boquilla se juntarán los tres productos en una masa espumada que llenará el recipiente que usemos como molde, solidificando rápidamente.

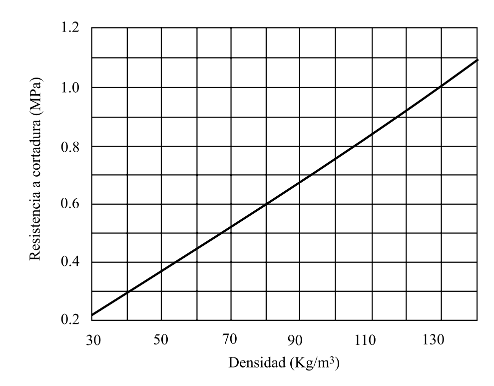
Por ejemplo, antiguamente la fabricación de una nevera suponía construir el mueble exterior, recubrir éste cuidadosamente con el material aislante, encajar después el receptáculo interior y unir ambos. Hoy día «se coge» el receptáculo interior (generalmente de un copolímero de estireno moldeado por termoconformado), se coloca en el interior del mueble exterior estampado en plancha metálica, y por un agujero se inyecta la espuma de PUR que rellana todo el espacio vacío. O bien, a través de unos agujeros en los tabiques de un edificio, puede rellenarse el espacio vacío de los mismos para aislarlo térmica y acústicamente. O incluso en el embalaje de objetos delicados y de forma compleja, pero de cierto tamaño, cabe colocarlos en una caja de madera y rellenar la misma con espuma de PUR, quedando ese objeto dentro de un bloque que lo protegerá de los golpes.

Los poliuretanos, al margen de sus características físicas que ya dijimos que pueden ser muy variadas, presentan una buena resistencia mecánica y una inmejorable tenacidad; se comportan muy bien ante la abrasión; su resistencia química es muy buena y se comportan bien en las bajas temperaturas.

Se utilizan en gran cantidad para aislamientos térmicos y acústicos en edificios, vehículos, instalaciones frigoríficas, etc. Se comercializan en paneles prefabricados, o bien, puede inyectarse directamente el poliol y el isocianato en el interior del molde. Sus densidades oscilan entre 30 y 1.300 kg/m^3.







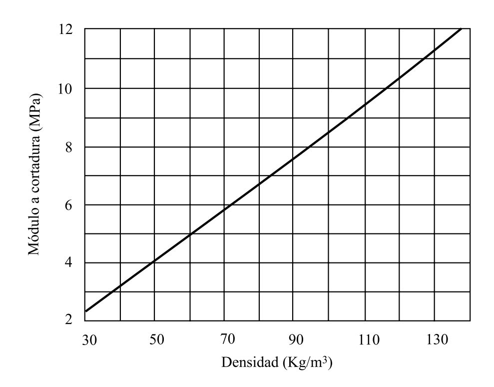


Figura 1.5.14 Propiedades de una espuma de poliuretano (PUR) en función de la densidad [52]

Los PUR elastoméricos son habituales en la industria, en franca competencia con otros cauchos, en juntas dinámicas o estáticas, especialmente en medios agresivos.

1.5.4.3 Poliestireno

El poliestireno es un núcleo de sándwich utilizado fundamentalmente en construcción por sus propiedades de aislamiento térmico. También se utiliza recientemente como aislante en tuberías y en camiones frigoríficos. En general es una espuma de propiedades similares al poliuretano.

Otra de las particularidades del poliestireno es su gran resonancia acústica. Esta característica ha sido muy bien aprovechada en radio y televisión haciendo las cajas de estos aparatos con PS (compacto o celular), con lo que se refuerza la potencia de sonido de altavoces más bien pequeños. Por lo mismo, el PS expandido puede utilizarse como aislamiento térmico, pero no como aislamiento acústico; más bien deberíamos calificarlo de transmisor acústico.

Las principales características de este material son:

- Baja conductividad térmica
- Buenas propiedades mécanicas a tracción, compresión y cortadura
- Densidad homogénea
- Alta resistencia a la absorción de agua y alta permeabilidad al vapor de agua
- Clasificación ante el fuego del Tipo A
- Superficie de laminación buena
- Limpio y fácil de usar.

Tabla 1.5.7 Propiedades de varios poliestirenos de diferentes densidades utilizados como núcleos.

Propiedad	**Unidad**	**Styrofam IB-F**	**Styrofoam LT**	**Styrofam LB**	**Styrofoam SP**	**Styrofoam RTM**	**Styrofoam HD 300-F**
Densidad	kg/m^3	28	28	30	34	40	45
Conductividad térmica, 90 días, 10ºC	W/mK	0.033	0.024	0.027	0.027	0.025	0.025
Resistencia a compresión al 10% deflexión	kN/m^2	250	250	300	350	400	700
Módulo a compresión	kN/m^2	10000 - 18000	12 000- 15000	12000 -20000	10000 - 22000	16000 - 25000	25000 - 33000
Resistencia a tracción	kN/m^2	450	450	500	-	700	1000
Módulo a tensión	kN/m^2	10000 - 18000	12000 - 15000	12000 - 20000	-	16000-25000	25000 - 33000
Resistencia a cortadura	kN/m^2	200	250	250	-	400	500
Módulo a cortadura	kN/m^2	4000	4000	4500	-	5000	6000
Resistividad al vapor de agua	μ - valor	100 - 160	80 – 160	100 - 160	100 - 160	100 - 160	100 - 160
Coeficiente de expansión térmica lineal	mm/mK	0.07	0.07	0.07	0.07	0.07	0.07
Temperatura límite	ºC	-50 / +75	-50 / +75	-50 / +75	-50 / +75	-50 / +75	-50 / +75

1.5.5 Otros núcleos

Otros tipos de núcleos utilizados en estructuras tipo sándwich son los correspondientes a tecnologías textiles. El sándwich de tejido tridimensional es el más utilizado. Se analizarán en detalle en el capítulo 6, dedicado a tecnologías textiles.

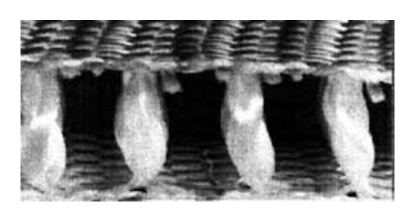


Figura 1.5.15 Estructura de sandwich de tejido tridimensional [35]

Referencias

1. Sherman, Lilli Manolis «*Polyurethane foam; industry debates the next step toward 'cleaner' blowing agents*» Plastics Technology v 44 no11 Oct 1998 p.56-9.

2. Phelan, Mark «*German maker Karmann unveils new aluminum-foam sandwich process*» Automotive Industries v 178 Feb 1998 p.153.

3. Hall, Richard B «*Performance limits for stiffness-critical graphitic foam structures. Part II: comparisons of foams, foam-core and honeycomb-core sandwiches in bending/shear*» Journal of Composite Materials v 30 no17 1996 p.1938-56.

4. «*Corps fosters foam panels*» ENR v 233 Oct 3 1994 p.29-30.

5. Patton, Gregory W; McConnell, Laura L; Zaranski, Mark T «*Laboratory evaluation of polyurethane foam-granular adsorbent sandwich cartridges for collecting chlorophenols from air*» Analytical Chemistry v 64 Nov 15 1992 p.2858-61.

6. Nemes, J. A; Simmonds, K. E «*Low-velocity impact response of foam-core sandwich composites*» Journal of Composite Materials v 26 no4 1992 p.500-19.

7. Zaranski, Mark T; Patton, Gregory W; McConnell, Laura L «*Collection of nonpolar organic compounds from ambient air using polyurethane foam-granular adsorbent sandwich cartridges*» Analytical Chemistry v 63 July 1 1991 p.1228-32.

8. Nicholls, Robert «*Fabric-reinforced, mortar-faced, foam-core sandwich panels*» Journal of Structural Engineering v 117 May 1991 p.1356-71.

9. Groth, Hans L; Zenkert, Dan «*Fracture of defect foam core sandwich beams*» Journal of Testing and Evaluation v 18 Nov 1990 p.390-5.

10. Vikstrom, Mats «*Thermography of foam-core sandwich structures*» Materials Evaluation v 47 July 1989 p.802+.

11. Shafizadeh, J. E; Seferis, J. C; Chesmar, E. F «*Evaluation of the in-service performance behavior of honeycomb composite sandwich structures*» Journal of Materials Engineering and Performance v 8 no6 Dec 1999 p.661-8.

12. Tsai, Cheng Zorn; Wu, Enboa; Luo, Bin Horn «*Forward and inverse analysis for impact on sandwich panels*» AIAA Journal v 36 no11 Nov 1998 p.2130-6.

13. Murer, Y; Millan, P «*Two-dimensional modeling of heat transfer through sandwich plates with inhomogeneous boundary conditions on the faces*» Journal of Heat Transfer v 120 no3 Aug 1998 p.606-16.

14. Copenhaver, David C; Scott, Elaine P; Hanuska, Alexander «*Thermal characterization of honeycomb core sandwich structures*» Journal of Spacecraft and Rockets v 35 no4 July/Aug 1998 p.539-45.

15. Phelan, Mark *«German maker Karmann unveils new aluminum-foam sandwich process»* Automotive Industries v 178 Feb 1998 p.153.

16. Cise, D; Lakes, R. S «*Moisture ingression in honeycomb core sandwich panels*» Journal of Materials Engineering and Performance v 6 Dec 1997 p.732-6.

17. Cise, D. M; Lakes, R. S «*Moisture ingression in honeycomb core sandwich panels: directional aspects*» Journal of Composite Materials v 31 no22 1997 p.2249-63.

18. Ashley, Steven «*New sandwich material*» Mechanical Engineering v 118 May 1996 p.30-1.

19. Hall, Richard B «*Performance limits for stiffness-critical graphitic foam structures. Part II: comparisons of foams, foam-core and honeycomb-core sandwiches in bending/shear*» Journal of Composite Materials v 30 no17 1996 p.1938-56.

20. Hu, Jian Shiun; Hwu, Chyanbin *«Free vibration of delaminated composite sandwich beams»* AIAA Journal v 33 Oct 1995 p.1911-18.

21. Ganchev, Stoyan I; Runser, Robert J; Qaddoumi, Nasser «*Microwave nondestructive evaluation of thick sandwich composites*» Materials Evaluation v 53 Apr 1995 p.463-7.

22. Kwon, Y. W; Murphy, M. C; Castelli, V «*Buckling of unbalanced, sandwich panels with titanium and GRP skins*» Journal of Pressure Vessel Technology v 117 Feb 1995 p.40-4.

23. Shivakumar, K. N; Riddick, J. C *«Minimum-mass design of sandwich aerobrakes for a lunar transfer vehicle»* Journal of Spacecraft and Rockets v 32 Jan/Feb 1995 p.156-61.

24. Shi, Guangyu; Tong, Pin «*Local buckling of honeycomb sandwich plates under action of transverse shear forces*» AIAA Journal v 32 July 1994 p.1520-4.

25. Mukhopadhyay, Achintya K; Sierakowski, Robert L; Yu, Yi Yuan *«On sandwich beams with laminate facings and honeycomb cores subjected to hygrothermal and mechanical loads; Timoshenko beam theory»* Journal of Composite Materials v 28 no11 1994 p.1057-75.

26. Backhaus, Brent J; Forman, Steven E *«Active surface correction of metallic honeycomb sandwich mirrors»* Optical Engineering v 29 Oct 1990 p.1204-12.

27. Vinson, Jack R «*Optimum design of composite honeycomb sandwich panels subjected to uniaxial compression*» AIAA Journal v 24 Oct 1986 p.1690-6.

28. Miravete, A. *«Documentación de las I Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 20-22 Enero, 1988.

29. Miravete, A. *«Documentación de las II Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 23-25 Mayo, 1990.

30. Miravete, A. *«Documentación de las III Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 30 Marzo-3 Abril, 1992.

31. Miravete, A. «*Documentación de las IV Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 11-14 Abril, 1994.

32. Miravete, A. «*Documentación de las V Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 26-29 Junio, 1995.

33. Miravete, A. «*Documentación de las VI Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Madrid 15-17 Abril, 1996.

34. Miravete, A. «*Documentación de las VII Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 24 Junio, 1996.

35. Miravete, A. «*Documentación de las VIII Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 15-16 Febrero, 1999.

36. Miravete, A. «*Documentación de las IX Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 12-13 Junio, 2000.

37. «*Engineered Materials Handbook, Volume 1. Composites*». ASM International, 1987.

38. «*Engineered Materials Handbook, Volume 2. Engineering Plastics*». ASM International, 1988.

39. Antequera, P., Jiménez, L., Miravete, A. «*Los materiales compuestos de fibra de vidrio*». Edita Secretariado de publicaciones de la Universidad de Zaragoza, 1991.

40. Miravete, A. «*Los nuevos materiales en la construcción*». Edita A. Miravete, 1994.

41. «*Handbook of Composites*». Edita George Lubin, 1982.

42. Mallick, P.K. «*Composites Engineering Handbook*». University of Michigan-Dearborn, 1997.

43. Gay, D. «*Matériaux composites*». Éditions Hermes, 199.

44. «*Aerospace Structures*». Edited by J. Loughlan. Elsevier Applied Science, 1990.

45. Hull, D. «*Materiales compuestos*». Ed. Reverté, 1987.

46. Mallick, P.K. «*Fiber-Reinforced Composites*». Marcel Dekker, Inc, 1993.

47. Hollaway, L. «*Polymer composites for civil and structural engineering*». Blackie Academic & Professional, 1993.

48. Mallick, P.K. «*Composite Materials Technology*». New York: Oxford University Press, 1990.

49. «*Composite Materials in Aircraft Structures*». Edited by D. H. Middleton. Longman, 1990.

50. «*Proceedings of ICCM9, Books I-VI*». Edited by A. Miravete. Madrid, 1993.

51. Clemente, R., Miravete, A., Larrodé, E., Castejón, L. «*Polymer Composites and Polymeric Materials*». SAE publication SP-1351 pages 21-28, 1998.

52. Teti, R. «*Sandwich Structures*». Edizioni Il Prato, 1989.

53. Clemente, R., Miravete, A., Larrodé, E., Castejón, L. «*3-D Composite Sanwich Structures Applied to Car Manufacturing*». SAE paper 980071, pages 21-28, 1998.

54. Castejón, L., Miravete, A., Cuartero, J., Larrodé, E. «*The 3-D Fabric Sandwich Structure*». Montajes e Instalaciones, Abril 1998, págs, 61-66.

55. Jiménez, M.A., Castejón, L., Miravete, A., Revuelta, D. «*Energy Absorption of Composite Materials and their Application to the Automotive Industry*», Revista de Plásticos Modernos, Año 48, Nº 494, Agosto, 173-179.

56. Castejón, L., Jiménez, M.A., Miravete, A. «*Characteristics of Sandwich-Type Structural Elements built of Advanced Composite Materials from three Dimensional Fabrics*», Materiales de Construcción, Vol 47, Nº 247-248, July/September-October/December, pages 83-92.

57. Castejón, L., Jiménez, M.A., Larrodé, E., Miravete, A., Clemente, R., Cuartero, J. «*3D Composite Materials Preforms and their application to the Car Industry*», Revista de Plásticos Modernos, Year 48, Vol 74, Nº 498, December, pages 627-633.

58. Castejón, L., Miravete, A., Larrodé, E. «*Análysis of the Thermal Isolation of a Composite Material Railways Vessel*», Montajes e Instalaciones, Year XXVII, Nº 304, March 95-100.

59. Alba, J.J., Jiménez, M.A., Miravete, A. «*New 'Sandwich' Structures Conformed from Three Dimensional Fabrics*» Materiales de la Construcción, Vol 46, Nº 241, January/March, edited by CSIC, Madrid, pages 39-51.

60. Larrodé, E., Miravete, A. «*Study of Stiff Cell Materials as Strong and Isolator Materials*». Montajes e Instalaciones, Year Nº 25, Nº 286, March, edited by Editorial Alción, Madrid, págs. 43-51.

61. Drechsler, K., Brandt, J., Larrodé, E., Miravete, A. «*Energy Absorption Behavior of 3D-Woven Sandwich Structure*» Proceedings of Tenth International Conference on Composite Materials (ICCM-10), edited by University of Vancouver, Canada, August 1995, Vol. V, pages 535-542.

62. Alba, J.J., Miravete, A. «*Three-Dimensional Woven Glass Fabrics*», Journal of Advance Materials, 1995, Vol. 7, Nº 2, pages 194-197.

63. Miravete, A., Vera, C. «Analysis Methodology of Sandwich Panels and their Application to Sizing of Refrigerated Containers». Anales de Ingeniería Mecánica, edited by University of Sevilla. Year 1, Nº 1, pág. 7.

64. Cuartero, J., Larrodé, E., Castejón, L., Clemente, R. «*New three dimensional composite preforms and its application on automotion*» SAE Paper 980070, Febrero 1998.

1.6 ADHESIVOS

Desde la Antigüedad el hombre ha sentido la necesidad de unir materiales y para ello empleó inicialmente *adhesivos naturales* que permitían su uso únicamente en materiales porosos en los que penetraban. Posteriormente la química permitió crear *adhesivos sintéticos* capaces de realizar la adhesión no de forma mecánica sino físico-química y unir materiales tales como vidrio, porcelana, metales, etc. [1-50]

Si bien la aparición de los adhesivos sintéticos modernos se inicia en 1910 con la aparición de las resinas fenol-formaldehído no es hasta la década de los 40 cuando aparecen las primeras aplicaciones estructurales con la utilización de los adhesivos a base de nitrilos y acrílicos.

Los verdaderamente estructurales, aparecidos a partir de la década de los 50, fueron adhesivos basados en resinas termoestables fenólicas y epoxis a los que se les adicionaba un elastómero (caucho sintético) para proporcionarles flexibilidad. Fue Araldit, de Ciba-Geigy, el primer adhesivo comercial con base epoxi con responsabilidad estructural.

En función del criterio a seguir para la elección de un adhesivo pueden hacerse varias clasificaciones[38]:

Clasificación general de los adhesivos, en función de la utilidad final del mismo:

· Adhesivos metal-metal

· Adhesivos metal-plástico

· Adhesivos para usos generales

· Adhesivos para papel y embalajes

· Adhesivos para plásticos

· Adhesivos para cerámicas

Esta clasificación tiene el inconveniente de que pueden encontrarse adhesivos que sirvan para varias aplicaciones o que permitan unir materiales de distintos grupos. Además, pueden hacerse otras muchas clasificaciones según sea la forma física en que se presentan comercialmente, su composición química, propiedades mecánicas, etc.

Clasificación por la temperatura de unión. Pueden establecerse distintos grupos según sean los requerimientos de temperatura para que la unión se realice, en general marcados por los materiales a unir:

· Endurecimiento por debajo de la temperatura ambiente.

· Endurecimiento a temperatura ambiente sin aporte de calor.

· Temperatura de endurecimiento intermedia (desde temperatura ambiente hasta 100 ºC).

· Endurecimiento con aporte de calor a temperaturas superiores a 100 ºC.

Clasificación por el origen

· Adhesivos naturales:

- Animales: Albúmina, goma animal, caseína, cera de abeja, lacas.
- Vegetales: Resinas naturales: goma arábiga, tragacanto, colofonia, aceites y ceras.
- Minerales: Silicatos, ceras minerales como la parafina, resinas, asfaltos.
- Elastómeros: Caucho natural y derivados.

· Adhesivos sintéticos

- Elastómeros, caucho sintético y derivados: Mezclas de butilo, poliisobutileno y polibutadieno; estireno y acrilonitrilo, poliisoprenos, poliuretanos, siliconas y polisulfuro.
- Termoplásticos: Derivados de la celulosa, polímeros y copolímeros vinílicos.
- Termoestables: Poliésteres, poliamidas, poliacrilatos, poliéteres, polisulfonas, aminoplastos, epóxidos y modificados, resinas fenólicas y sus modificaciones, poliésteres insaturados poliaromáticos, furanos.

Clasificación por el método de unión. Se refiere al estado físico o al método de aplicación del adhesivo.

· Sensibles a la presión (solución)

· Fundidos por el calor tales como el betún asfáltico (hot-melt)

· De endurecimiento químico (polimerizables)

· Por eliminación del disolvente (PSAs)

Adhesivos convertibles y no convertibles

· Convertibles: Son aquellos adhesivos que experimentan transformación química en su proceso de adhesión, fundamentalmente procesos de reticulación y uniones intercadenas en el proceso de "curado".

· No convertibles: Son los que no presentan procesos de reticulación o cualquier otro proceso químico que forme enlaces covalentes. En general son menos resistentes ya que la unión es mecánica.

Clasificación según el ingrediente mayoritario

· *Adhesivos termoplásticos*: Formados por resinas termoplásticas o por elastómeros. Son aquellos que funden de manera reversible, son solubles en disolventes, pierden propiedades mecánicas con el calor y presentan fenómenos de creep. Los adhesivos termoplásticos presentan excesivo ablandamiento, problemas de fluencia y bajas propiedades frente a temperaturas altas. Se aplican en estructuras que soporten cargas pequeñas. Dentro de los adhesivos termoplásticos se están extendiendo rápidamente los de tipo *hot-melt* o fundibles para la adhesión de láminas de recubrimiento a paneles para construcción de interiores y para la unión de láminas de vidrio.

Los adhesivos del tipo de los «cauchos termoplásticos» se encuentran comercializados en forma de latex o disolvente. Se trata de productos muy versátiles entre los que se incluyen los cauchos naturales y modificados, neopreno, butilo, estireno-butadieno, acrilonitrilo-butadieno, etc.

· *Adhesivos termoestables*: Las resinas empleadas polimerizan y reticulan entre los substratos y en el proceso puede producirse reacción química entre adherente y adhesivo. Algunas resinas pueden policondensarse, liberando agua como subproducto (caso de fenólicas y aminoplastos) exigiendo la aplicación de calor y presión, mientras que otras (epoxi, acrílicas, poliuretanos...) lo hacen con la adición de ciertos productos promotores y catalizadores de reacción. Su principal característica es que una vez alcanzado su endurecimiento no son fundibles o recuperables en presencia de calor como es el caso de los termoplásticos, ya que en ellos se produce transformación química durante el curado. Su principal ventaja sobre los anteriores radica en el hecho de que se comportan mejor a temperaturas mayores, tienen mejores propiedades mecánicas, resistencia a los ultravioleta, radiación, humedad, agentes atmosféricos, etc. En general los adhesivos estructurales son siempre termoestables. Se presentan en forma de líquidos, pastas, películas, sólidos, etc.

· *Adhesivos formados por mezclas de resinas-cauchos*: Se trata de los adhesivos conocidos como de alta tenacidad. Aprovechan las propiedades de cada componente (resistencia de la resina y elasticidad del elastómero) que les hacen ser útiles cuando existe riesgo de impacto combinado con cargas altas. Las mezclas más comúnmente empleadas son nitrilo-fenólicas y neoprénicas-fenólicas.

Clasificación según su presentación física

- Sólidos
- Líquidos
- En polvo fundible
- En pasta

· En forma de film: (forma de película): Con ellos se uniformiza el espesor de la capa de adhesivo, se ahorra material y en algunos casos se disminuye el tiempo de puesta en obra.

Tabla 1.6.1 Ventajas y desventajas de utilización de cada tipo de adhesivos [38]

TIPOS DE ADHESIVOS (por el método de unión)		
	VENTAJAS	DESVENTAJAS
1. SOLUCIÓN	Facilidad de aplicación	Fuerza de unión lenta Disolventes
2. HOT-MELT	Fuerza de unión inmediata No emplea disolventes	Corto tiempo abierto Uniones sensibles al calor Equipo de aplicación específico
3. POLIMERIZABLES	Gran fuerza de unión	Adhesivos bicomponentes Aplicación de calor y presión
4. P.S.A. s	Los más sencillos de aplicar y retirar No emplean disolventes	Prestaciones mecánicas bajas

1.6.1 Adhesivos estructurales

Entendemos como adhesivo estructural aquel que usado en combinación con un material estructural, trabaja de modo que la junta o línea de encolado no falle cuando el material trabaje a tensiones de hasta su límite elástico y permita que la estructura trabaje según requerimientos mecánicos y físicos. En general se trata de adhesivos formados por dos polímeros, uno termoestable (modificado o no) y otro termoplástico incluyendo ciertos elastómeros. Se utilizan sobre todo en el pegado de estructuras tipo sándwich.

Atendiendo a un criterio resistente puramente numérico resulta difícil encontrar la frontera entre adhesivo estructural y no estructural, pudiendo definirse como estructural aquel que supere a temperatura ambiente los 10 MPa de resistencia a tracción.

Entre los adhesivos estructurales más utilizados se encuentran los de base epoxídica, derivados de las resinas de poliéster, neopreno fenólico, nitrilo-fenólico, epoxi-fenólico, nylon-epoxi y caucho-fenólico.

· **Acrilatos**: Líquidos, dos componentes que se aplican por separado sobre las superficies a unir. Endurece en 3-4 minutos. El 60-70 % de su resistencia total se adquiere a los 15-30 minutos de aplicado.

· **Cianoacrilatos**: Son líquidos de endurecimiento ultrarápido formados por un solo componente. Estables a temperatura ambiente. Han de ser extendidos en capa muy delgada, al así hacerlo el inhibidor escapa y el monómero se transforma en polímero. Deben ser aplicados sobre superficies muy lisas y ajustadas, de modo que no sirven para superficies en las que deban realizar una función de relleno. No dan buenos resultados en materiales porosos.

· **Anaeróbicos**: Son líquidos en presencia del oxígeno del aire y endurecen en ausencia del mismo. Al igual que los cianoacrilatos son de endurecimiento muy rápido.

· **Resinas fenólicas.** Los adhesivos a base de resinas fenólicas proporcionan buenos valores de cortadura (hasta 40 MPa), pero presentan alta contracción durante el curado y tienen baja resistencia al pelado, al impacto y son frágiles, por lo que en general van asociados con un elastómero o un termoplástico para mejorar estas propiedades. Se une con los siguientes polímeros:

· *Vinil-fenólicas*: Las resinas de polivinilformol ó polivinilbutirol copolimerizan con la resina fenólica cuyo porcentaje es directamente proporcional a la resistencia térmica y al pelado. Tienen buena resistencia a impacto, aceites, combustibles aromáticos, atmósferas salinas, etc. Las mayores desventajas que presentan son la necesidad de altas temperaturas y presiones para curar.

· *Nitrilo-fenólicas*: Son mezclas de acrilonitrilo y novolacas. Si bien tienen propiedades mecánicas medias, son las de mayor durabilidad.

· *Epoxi-fenólicas*: Resisten temperaturas de hasta 275ºC. Sin embargo, a temperatura ambiente son relativamente rígidas con poca resistencia al pelado.

El principal inconveniente de este tipo de resinas está en que liberan agua durante el curado, lo que exige la aplicación de altas presiones para mantener en contacto las superficies a unir. Es la resina más ampliamente utilizada en la fabricación de laminados de madera y en la unión de metal-madera. Tienen también utilidades en la unión de combinaciones de vidrio, metal, caucho, madera, y otros materiales.

· **Resinas epoxi**: Se presentan comercialmente en forma sólida, líquida, pasta o films, y, dentro de cada grupo, existen de endurecimiento en caliente con aporte de calor y de endurecimiento a temperatura ambiente. Se trata de adhesivos que pueden realizar la función de relleno de material entre las superficies de los materiales a unir. En general pueden aditivarse con ciertos productos para mejorar su resistencia química, a altas temperaturas, etc. Tienen las siguientes propiedades:

· Gran poder de adherencia sobre vidrio, porcelana, hormigón, caucho vulcanizado, materias plásticas, aleaciones metálicas, madera, materiales compuestos, etc.

· Poca contracción durante el curado.

· Muy buenas propiedades mecánicas y elásticas.

· Capacidad de trabajar desde muy bajas temperaturas hasta 200 ºC.

· Buena resistencia química, incluso frente a ácidos no concentrados.

· Estabilidad frente al envejecimiento.

Dentro de este grupo existen algunas epoxi modificadas para mejorar alguna propiedad, de las cuales enumeramos las siguientes:

· **Nitrilo-epoxi**: Son sistemas monocomponentes de durabilidad intermedia entre los epoxi comunes y los adhesivos de base fenólica. Son muy caros pero presentan excelentes propiedades.

· **Nylon-epoxi**: tienen muy buenas propiedades mecánicas pero se degradan con la humedad.

Las resinas epoxi y acrílicas han desplazado a las fenólicas en el campo de los adhesivos en cuanto a propiedades mecánicas (rigidez, tenacidad al impacto, a fatiga,...), pero no en cuanto a propiedades térmicas y resistencia a agentes externos.

Tabla 1.6.2 Aplicación de los diferentes adhesivos estructurales [38]

APLICACIONES DE LOS PRINCIPALES ADHESIVOS ESTRUCTURALES							
ADHESIVO	**SUSTRATO**						
ADHESIVO	metal/metal	metal/madera	madera/madera	metal/caucho	caucho/caucho	metal/fenol	fenol/fenol
FF-PVA		•			•	•	
FF-PVB	•	•				•	•
FF-PVF	•	•		•		•	•
FF-PA	•	•					
FF-NOPRENO		•		•	•	•	
FF-NITRILO	•	•	•	•	•	•	•
FF	•	•	•				
RESORCINA-F			•				
FF-EPOXI	•	•				•	•
EPOXI	•	•				•	•
UF			•				
MF			•				
		Abreviaturas:					
		FF	Resina de formaldehido				
		PVA	Acetato de polivinilo				
		PVB	Polivinil-butiral				
		PVF	Polivinil-formal				
		PA	Poliamida				
		UF	Resina de urea-formaldehido				
		MF	Resina de melamina-formaldehido				

· **Poliuretanos**: Son adhesivos bicomponentes, aunque existen una variedad de monocomponentes elásticos de curado con calor e incluso a temperatura ambiente en presencia de aire. Su principal aplicación radica en el pegado de perfiles plásticos o metálicos entre los que se requiera una unión relativamente elástica, con suficiente superficie de pegado, y que pueda soportar vibraciones. Son adhesivos que permiten adherir superficies porosas o irregulares entre las que deba hacerse una función de llenado o acoplamiento. Estos adhesivos trabajan bien desde temperaturas bajas hasta unos 80 ºC, pero no poseen elevada resistencia química o frente a radiaciones tales como las ultravioletas.

Tabla 1.6.3 Comparación de los diferentes sistemas estructurales [38]

SISTEMAS ESTRUCTURALES VALORACION COMPARATIVA		
SISTEMA	VENTAJAS	DESVENTAJAS
EPOXI	Alta adhesión final Durabilidad Cualquier espesor Contracción del 2 %	Preparación de superficies Vida de la mezcla Ciclos de curado (especialmente los monocomponentes) Dosificación y mezcla de los componentes
POLIURETANOS	Flexibilidad Mejor para plásticos	Menor adhesión final que los epoxis Peor para cristal y metales
ACRÍLICOS	Bueno adhesión final Fácil aplicación Curado rápido Preparación de superficies	Espesor de la capa Contracción del 7 % Durabilidad

1.6.2 Preparación de superficies

La calidad de la unión encolada depende tanto de la calidad del adhesivo como de la preparación de las superficies a unir. Cuanto más escrupulosa es la limpieza de las superficies de los adherentes, más se mejora la mojabilidad del adhesivo por no haber grasas o suciedad. Esta operación de limpieza tiene importancia crítica cuando se quieren lograr adhesiones estructurales.

Sin embargo, algunos materiales metálicos (por tener óxido en su superficie) o plásticos (por ser apolares) deben someterse a un tratamiento superficial añadido al de limpieza.

En general, estas preparaciones suelen ser:

- Tratamiento mecánico: lijado, granallado metálico, chorro de arena, etc.
- Tratamiento químico de la superficie.
- Tratamientos diversos: eléctricos, flameado, imprimaciones, etc.

No obstante, el grado de limpieza necesario a tener antes de comenzar una operación de pegado depende tanto de los sustratos como del adhesivo empleado. Así, algunos adhesivos tales como los de base epoxídica aplicados en caliente, ejercen cierta función de disolvente de la grasa que pudiera exixtir en la superficie de los sustratos. Lo mismo ocurre con los cianoacrilatos y acrilatos, que no contienen disolventes pero que su composición química tiene carácter disolvente, siempre que la sustancia contaminante de los sustratos no sea inhibidora del curado. Algunos plastisoles empleados en la industria de la construcción se aplican directamente a materiales engrasados tales como el acero.

El tratamiento superficial aconsejado depende del estado de la superficie, que a su vez es función del tipo de material y de la historia anterior del mismo. En general la composición del sustrato es siempre distinta a la del material de base.

Los tratamientos más simples se basan en la acción limpiadora de los disolventes o abrasivos para eliminar la contaminación que de otra manera impediría la humectación del material base por el adhesivo.

Otros tratamientos están más evolucionados y tienden a incrementar la adhesión promoviendo el proceso mediante el cual se produce. Es el caso de los tratamientos químicos, que modifican químicamente y físicamente la estructura interna para incrementar las propiedades de adhesión específicas. La creación de rugosidad superficial, de la que hablaremos en las teorías de adhesión, sirve aumentar la adhesión mecánica con el adhesivo.

Las superficies preparadas pueden preservarse a menudo para un uso posterior recubriéndolas con una capa protectora eliminable. Por otra parte, es aconsejable recubrir el sustrato tratado con adhesivo lo antes posible.

Tabla 1.6.4 Preparación de superficies para el pegado de materiales compuestos [38]

PREPARACIÓN DE SUPERFICIES PARA EL PEGADO DE MATERIALES COMPUESTOS
Limpieza alcalina
Lijado
Limpieza con acetona
Enjuagado
Secado

Mecanismos de adhesión

Para obtener una buena unión adhesiva, debe producirse un descenso de energía libre cuando adhesivo y sustrato se ponen en contacto, por lo que es necesario que el adhesivo moje perfectamente la superficie del material. De este modo se llega a la interdifusión de las moléculas entre las caras en contacto.

En general la adhesión puede llevarse a cabo según uno o varios de los siguientes apartados:

· Adhesión mecánica: el adhesivo penetra en el interior de poros dentro de los cuales solidifica. Se consiguen mejores resultados sobre superficies que, además, sean rugosas.

· Electroquímica: basada en fenómenos electrostáticos entre materiales que tengan este tipo de afinidad con el adhesivo.

El caso ideal para una unión sería aquel en que se llevasen a cabo los dos tipos de adhesión, lo cual no es siempre posible y aparecen mezclas de ambos mecanismos.

Debemos tener también en cuenta que, para el caso de adhesivos estructurales de capa delgada, las fuerzas de adherencia entre adhesivo y sustrato son mayores que las fuerzas de cohesión internas del adhesivo. Por ello, deberán buscarse, siempre que esto sea posible, uniones con poco espesor de adhesivo (menor que 0,2 mm) para que prevalezca el efecto de las primeras sobre las segundas. De este modo se consigue la transmisión de esfuerzos sin rotura cohesiva del adhesivo.

Existe, no obstante, el caso de determinados tipos de adhesivos tales como los basados en poliuretano que necesitan cierto espesor de capa (entre 3 y 5 mm) para ejercer su labor de adhesión. Este tipo de uniones pierden rigidez y también resistencia frente a los estrictamente estructurales. Sin embargo, son muy útiles en donde deban absorberse vibraciones y ruido e irregularidades entre caras.

1.6.3 Elección del adhesivo

Será necesario antes de elegir un adhesivo tener en cuenta los siguientes puntos:

- Naturaleza de los materiales a unir
- Estado de las superficies a unir
- Rigidez
- Resistencia mecánica de la unión
- Resistencia al pelado, vibraciones, fatiga, etc.
- Temperatura de servicio
- Entorno químico (agentes atmosféricos, agua marina, productos corrosivos...)
- Necesidad de estanqueidad o aislamiento (térmico, eléctrico...)
- Facilidad para la puesta en obra (aplicación de presión, temperatura, superficie...)
- Consideraciones económicas

Tabla 1.6.5 Ventajas y desventajas de utilización de uniones adhesivas frente a uniones mecánicas [38]

VENTAJAS Y DESVENTAJAS DE LAS UNIONES ADHESIVAS FRENTE A LAS UNIONES MECANICAS	
VENTAJAS	DESVENTAJAS
Buena resistencia a fatiga Unión de materiales delgados Disminución del peso Unión de materiales de naturaleza distinta Obtención de superficies suaves y lisas Alta resistencia específica Buena repartición de esfuerzos Uniones completamente selladas Ausencia de problemas de corrosión No modificación interna de substratos metálicos durante el pegado y curado Nula disminución resistente de substratos Aislamiento eléctrico y térmico Uniones elásticas Amortiguamiento de vibraciones	Resistencia deficiente al pelado Temperaturas de servicio limitadas Preparación de las superficies a unir Puesta en obra dificultosa en ocasiones Menos resistencia química Inspección difícil y cara Dificultad de desmontado de piezas

Referencias

1. Frostig, Y., Thomsen, O. T., Mortensen, F. *"Analysis of adhesive-bonded joints, square-end, and spew-fillet- high-order theory approach"* Journal of Engineering Mechanics v 125 no11 Nov 1999 p.1298-307.

2. *"NJC developing methods for adhesive bonding composites to steel in shipbuilding applications"*Welding Journal v 78 no3 Mar 1999 p.214.

3. Tong, L *"Failure of adhesive-bonded composite single lap joints with embedded cracks"* AIAA Journal v 36 no3 Mar 1998 p.448-56.

4. Helms, Jack E., Yang, Chihdar., Pang, Su Seng *"A laminated plate model of an adhesive-bonded taper-taper joint under tension"* Journal of Engineering Materials and Technology v 119 Oct 1997 p.408-14.

5. Chow, Wai Tuck; Atluri, Satya N *"Composite patch repairs of metal structures: adhesive nonlinearity, thermal cycling, and debonding"* AIAA Journal v 35 Sept 1997 p.1528-35.

6. Jost, Kevin "*Interior adhesive alternatives*" Automotive Engineering v 105 Mar 1997 p.96.

7. Zhang, Z. F; Zhang, L. C; Mai, Y. W "*Wear of ceramic particle-reinforced metal-matrix composites. Part II: a model of adhesive wear*" Journal of Materials Science v 30 Apr 15 1995 p.1967-71.

8. Yeh, Meng Kao; You, Yui Long "*Buckling of laminated plates with adhesive joints*" Journal of Composite Materials v 29 no12 1995 p.1565-80.

9. Tsai, M. Y; Morton, J; Matthews, F. L "*Experimental and numerical studies of a laminated composite single-lap adhesive joint*" Journal of Composite Materials v 29 no9 1995 p.1254-75.

10. Rossettos, J. N; Lin, P; Nayeb Hashemi, H "*Comparison of the effects of debonds and voids in adhesive joints*" Journal of Engineering Materials and Technology v 116 Oct 1994 p.533-8.

11. Komatsu, Tamikuni "*Surface modification of superdrawn polyoxymethylene fibres; pull-out behaviour of the fibre-RFL adhesive-rubber system*" Journal of Materials Science v 29 Apr 15 1994 p.2071-7.

12. Tang, B; Mommaerts, J; Duncan, R. K "*Nondestructive evaluation of model adhesive joints by PVDF piezoelectric film sensors*" Experimental Mechanics v 33 June 1993 p.102-9.

13. "*Epoxy adhesive supports innovative ski design*" Adhesives Age v 36 May 1993 p.18-19.

14. Mapleston, Peter "*Laser treatment for structural adhesive users*" Modern Plastics v 69 Apr 1992 p.51.

15. Llanos, Antonio S; Vizzini, Anthony J "*The effect of film adhesive on the delamination strength of tapered composites*" Journal of Composite Materials v 26 no13 1992 p.1968-83.

16. Griffin, S. A; Pang, S. S; Yang, C "*Strength model of adhesive bonded composite pipe joints under tension*" Polymer Engineering and Science v 31 Mid Apr 1991 p. 533-8.

17. Mal, Ajit K; Xu, Pei cheng; Bar Cohen, Yoseph "*Leaky Lamb waves for the ultrasonic nondestructive evaluation of adhesive bonds*" Journal of Engineering Materials and Technology v 112 July 1990 p.255-9.

18. Roberts, T. M "*Shear and normal stresses in adhesive joints*" Journal of Engineering Mechanics v 115 Nov 1989 p.2460-79.

19. "*New composite adhesive is first to cure at low temperature*" Machine Design v 61 Aug 24 1989 p.40.

20. Cheng, S; Wei, X; Jiang, T "*Stress distribution and deformation of adhesive-bonded laminated composite beams*" Journal of Engineering Mechanics v 115 June 1989 p.1150-62.

21. "*Adhesive joints for composite structures*" Automotive Engineering v 96 July 1988 p.28-31.

22. McDermott, Mary "*Composite release coatings simplify adhesive cleanup*" Adhesives Age v 30 Sept 1987 p.28-9.

23. Shaw, S. J *"Critical assessment: high-temperature polymers for adhesive and composite applications*" Materials Science and Technology v 3 Aug 1987 p.589-99.

24. Gradin, Per A; Nilsson, Soren *"Linear elastic fracture mechanics applied to an adhesive spar-wingskin joint"* Journal of Testing and Evaluation v 14 Nov 1986 p.326-31.

25. Liechti, Kenneth M *"Moire of crack-opening interferometry in adhesive fracture mechanics"* Experimental Mechanics v 25 Sept 1985 p.255-61.

26. Miravete, A. *«Documentación de las I Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 20-22 Enero, 1988.

27. Miravete, A. *«Documentación de las II Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 23-25 Mayo, 1990.

28. Miravete, A. *«Documentación de las III Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 30 Marzo-3 Abril, 1992.

29. Miravete, A. *«Documentación de las IV Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 11-14 Abril, 1994.

30. Miravete, A. *«Documentación de las V Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 26-29 Junio, 1995.

31. Miravete, A. *«Documentación de las VI Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Madrid 15-17 Abril, 1996.

32. Miravete, A. *«Documentación de las VII Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 24 Junio, 1996.

33. Miravete, A. *«Documentación de las VIII Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 15-16 Febrero, 1999.

34. Miravete, A. *«Documentación de las IX Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 12-13 Junio, 2000.

35. *«Engineered Materials Handbook, Volume 1. Composites»*. ASM International, 1987.

36. *«Engineered Materials Handbook, Volume 2. Engineering Plastics»*. ASM International, 1988.

37. Antequera, P., Jiménez, L., Miravete, A. *«Los materiales compuestos de fibra de vidrio»*. Edita Secretariado de publicaciones de la Universidad de Zaragoza, 1991.

38. Miravete, A. *«Los nuevos materiales en la construcción»*. Edita A. Miravete, 1994.

39. *«Handbook of Composites»*. Edita George Lubin, 1982.

40. Mallick, P.K. *«Composites Engineering Handbook»*. University of Michigan-Dearborn, 1997.

41. Gay, D. «*Matériaux composites*». Éditions Hermes, 199.

42. «*Aerospace Structures*». Edited by J. Loughlan. Elsevier Applied Science, 1990.

43. Hull, D. «*Materiales compuestos*». Ed. Reverté, 1987.

44. Mallick, P.K. «*Fiber-Reinforced Composites*». Marcel Dekker, Inc, 1993.

45. Hollaway, L. «*Polymer composites for civil and structural engineering*». Blackie Academic & Professional, 1993.

46. Mallick, P.K. «*Composite Materials Technology*». New York: Oxford University Press, 1990.

47. «*Composite Materials in Aircraft Structures*». Edited by D. H. Middleton. Longman, 1990.

48. «*Proceedings of ICCM9, Books I-VI*». Edited by A. Miravete. Madrid, 1993.

49. Clemente, R., Miravete, A., Larrode, E., Castejón, J. «*Polymer Composites and Polymeric Materials*», SAE publication SP-1351, pages 21-28, 1998.

50. Millán, C., Jiménez, M.A., Miravete, A. «*Finite Element Calculation of a Press Fit Joint between a Composite Material Tube and an Aluminium Cylinder*», Applied Composite Materials, Kluwer Academic Publishers, The Netherlands, 1999, pages 1-12.

51. Ullod, J.A., Miravete, A., Antequera, P., Jiménez, L., Bravo, P. «*Analysis of Joints in Pultrued Composite Beams*» Proceedings of the 8th International Conference on Composite Materials (ICCM-8), Composites: Design, Manufacture and Applications, Honolulu, Hawaii, USA, edited by SAMPE, USA, Vol. 1, pages 9.

1.7 RECUBRIMIENTOS

1.7.1 Introducción

El diseño y el color de las piezas de materiales compuestos son dos conceptos estrechamente vinculados. Igualmente la protección de la superficie, junto con un buen acabado de la misma son exigencias que la mayoría de los fabricantes ponen en sus productos [1-87].

Normalmente, los gel coats o capas superficiales de resina son suficientes para resolver la mayoría de los problemas medio-ambientales (ataques químicos, agua y humedad).

Sin embargo, cuando el material compuesto está sometido a abrasión o altas temperaturas, lo más eficiente es ejecutar la pieza de materiales compuestos como si no hubiera tal requerimiento y posteriormente añadir el recubrimiento adecuado. A continuación se presentan los tipos de recubrimientos más usuales.

Recubrimientos medioambientales

- Gel coats

Recubrimientos anti-abrasión y de adherencia

- Metálicos
- Cerámicos
- Fenólicos

- Epoxi/arena
- Termoplásticos

Recubrimientos anti-fuego
- Tejidos cerámicos
- Pinturas intumescentes
- Mats endotérmicos
- Mats de vidrio
- Mats intumescentes
- Recubrimientos híbridos cerámicos/intumescentes

Recubrimientos ante ataques químicos
- PVC
- polipropileno
- PVDF o teflón
- PTFE o plásticos fluorados
- polietileno

Tabla 1.7.1 Esquema de recubrimientos disponibles

Tipo de recubrimiento	Sistema
Ambientales	Gel-coat
Abrasión	Metálicos
	Cerámicos
	Fenólicos
	Epoxi/arena
	Termoplásticos
Fuego	Tejidos cerámicos
	Pinturas intumescentes
	Mats endotérmicos
	Mats de vidrio
	Mats intumescentes
	Sistemas híbridos cerámicos/intumescentes
Químicos	PVC
	Polipropileno
	PVDF
	PTFE
	polietileno

Los recubrimientos anti-fuego se analizarán en el subcapítulo 3.2. Asimismo, los recubrimientos ante ataques químicos se estudiarán en el subcapítulo 3.1.

A continuación vamos a estudiar los recubrimientos medioambientales y antiabrasión.

1.7.2 Gel coat

El gel coat es la primera capa que se aplica al molde preparado, y constituye el acabado de una de las superficies del laminado, proporcionándole protección contra productos qúimicos, la intemperie o la humedad.

El top coat es un producto similar al gel coat, pero contiene parafinas y por ello endurece fácilmente en contacto con el aire. Normalmente constituye la última capa del laminado de una pieza.

Químicamente, tanto gel coats como top coats son resinas de poliéster, normalmente isoftálicas, con pigmentos y aditivos en suspensión. Si bien el uso del gel coat es opcional y el color final de la pieza se puede conseguir por otros métodos (pintado, coloración en masa de la resina, etc.), es evidente que debe ser utilizado cuando en el cuaderno de especificaciones de la pieza se exijan una o varias de las características siguientes:

- Calidad y estabilidad de color
- Resistencia a la intemperie
- Resistencia al agua
- Resistencia al calor
- Resistencia a la abrasión
- Ausencia de porosidad superficial
- Alto brillo, permanente en el tiempo
- Resistencia a los productos químicos

La baja absorción de agua de los gel coats reduce al mínimo el peligro de que se formen burbujas en la superficie de la pieza.

La buena estabilidad de los colores y el alto brillo superficial mantienen el aspecto inicial de las piezas durante mucho tiempo.

La resistencia al agua y a la intemperie en las más duras condiciones climatológicas, sin perder la flexibilidad, son condiciones a menudo exigibles a las piezas en materiales compuestos, sobre todo en aquellas en las que el laminado es sometido a fuerzas dinámicas, como es el caso de las aplicaciones en el sector del transporte.

Dado que los materiales compuestos tienen un elevado número de aplicaciones, los transformadores tendrán que esmerarse a la hora de la elección. Existe una gama muy completa de gel coats en los fabricantes principales y por eso pueden aplicarse criterios de elección buscando el equilibrio prestaciones/precio.

Entre los numerosos criterios aplicables para la elección del gel coat más apropiado se pueden citar los siguientes:

a) **En función del color de la pieza**: las posibilidades de color actualmente son muy amplias gracias a la pigmentación controlada por ordenador.

b) **En función del tipo de equipo de aplicación:** las características físicas de los gel coats, especialmente la viscosidad y la tixotropía, influyen notablemente en la facilidad de aplicación según el equipo que se

utilice. Los gel coats son fluidos cuyo comportamiento reológico es fuertemente tixotrópico, lo cual se traduce en una variación de la viscosidad en función de la velocidad de aplicación. Por ello, a alta velocidad los gel coats tienen un alto grado de fluidez que les permiete ser aplicados con facilidad, incluso en superficies verticales sin descuelgue, dada su elevada viscosidad en reposo, siempre que la capa aplicada no exceda de un determinado espesor. En la tabla 1.7.2 se muestran las caracterísiticas reológicas de los gel coats adaptadas a los equipos con los que se aplican.

Tabla 1.7.2 Elección del gel coat en función del equipo de aplicación

Tipo	Viscosidad (cps.)	Número tixotropía	Forma de empleo
Viscosidad normal	10000-12000	3.5-4.5	A brocha
Viscosidad media	6500-7500	3.5-4.5	A rodillo
Viscosidad para equipos	4500-5500	3.5-4.5	Con equipos de presión
Baja viscosidad	3000-3500	3.5-4.5	Pistola de gravedad

c) **En función del sistema de curado**: el curado de los gel coats, al igual que el de las resinas de estratificación, consisten en una reticulación entre el poliéster y el monómero en el que está disuelto, generalmente estireno, y por lo tanto se requiere la presencia de un sistema catalítico añadido al gel coat inmediatamente antes de su aplicación.

Los gel coats pueden ser suministrados con diferentes sistemas de curado, acelerados o no, incluso preparados para un curado especial. Con carácter general los principales sistemas catalíticos usados en el curado de los gel coats se preparan para:

- curado a temperatura ambiente
- curado a alta temperatura

En el curado a temperatura ambiente, el sistema catalítico más utilizado consiste en octoato de cobalto como acelerador y peróxido de metil-etil-acetona como catalizador.

d) **En función de la utilización final de la pieza a producir**: según sea la aplicación o el uso de la pieza producida cada fabricante dispone de una amplia gama de gel coats específicos.

- *Gel coats para usos alimentarios*: dentro de esta categoría hay que distinguir las aplicaciones para uso en contacto con alimentos líquidos, que además pueden atacar el poliéster, como es el caso de los depósitos, y aquellos cuyo contacto con productos alimenticios es esporádico y la naturaleza de los mismos no ataca al poliéster, como ocurre en los contenedores frigoríficos. Debido las limitaciones legales de algunos pigmentos en este tipo de aplicaciones, la gama de colores puede verse reducida.
- *Gel coats industriales*: estas series se han desarrollado para la fabricación de piezas industriales donde el gel coat debe proporcionar buenas propiedades mecánicas y una coloración adecuada. La viscosidad debe ser la apropiada según se aplique mediante brocha, pistola de gravedad o equipos de tanques a presión.
- *Gel coats resistentes a la abrasión*: son los que contienen materias inorgánicas de dureza elevada (igual o superior a 7 en la escala de Mohs) y permiten la fabricación de superficies expuestas a la abrasión (silos, suelos de camiones frigoríficos, etc.).

- *Gel coats resistentes a la intemperie y ambientes corrosivos*: son los denominados isogeles y tienen como base una resina isoftálica. Se trata de los más indicados para la fabricación de piezas que vayan a estar expuestas en exteriores, o bien sometidas a ambientes marinos, o en contacto con agua, disoluciones salinas, ácidos, etc., a pesar de lo cual deben conservar su flexibiliad y brillo a largo plazo.

- *Gel coats metalizados*: consisten en una dispersión de pigmentos metalizados en un gel coat incoloro o coloreado. Se utilizan tamaños de partícula metálica de grano fino (0.1 mm.) y grano grueso (0.4 mm.), obteniendo una excelente estabilidad a la luz. Estos gel coats deben aplicarse siempre a pistola, y no a brocha.

- *Gel coats resistentes al fuego*: aunque los gel coats son de por sí resistentes al fuego, es necesario que el estratificado también lo sea, por lo que éste deberá realizarse con resina de poliéster y cargas ignífugas a base de compuestos inorgánicos que al arder desprenden cierta cantidad de agua incorporada en su molécula, lo cual contribuye a mejorar el comportamiento frente al fuego. Este tipo de gel coats debe evitarse en la fabricación de piezas sometidas a esfuerzos mecánicos o en aquellos casos en que la pieza vaya a estar sometia a la intemperie ya que las resinas utilizadas en su elaboración no son estables a los rayos ultravioletas y provocan un amarilleamiento general de la superficie exterior.

- *Gel coats para moldes*: este tipo de gel coats se utilizan en la fabricación de moldes para plásticos reforzados con fibra de vidrio. Además de brillo tienen una elevada resistencia al rayado y al ataque de disolventes. La superficie del molde a base de gel coat sufre, en cada moldeo, el ataque del estireno en el que está disuelta la resina en el momento de la realización de los laminados.

- *Gel coats para sanitarios*: tienen alta flexibilidad y una elevada resistencia al agua caliente. Son resistentes a las manchas pero es aconsejable no utilizar productos abrasivos.

- *Gel coats de resistencia química*: su resina de base es resistente a los agentes químicos pero a pesar de ello para conseguir las propiedades de resistencia química deseadas es necesario generalmente que la pieza fabricada reciba un postcurado a temperatura elevada.

1.7.3 Aplicación del gel coat

Cuando se requiere un acabado superficial óptimo (por necesidades de rugosidad superficial, protección química, color, etc.) será necesario aplicar una primera capa de gel coat antes de la estratificación de la pieza. Para ello se preparará la cantidad necesaria de gel coat, teniendo en cuenta que una cantidad de 400 o 500 gramos por metro cuadrado, equivalente a 0.4 mm de espesor, proporciona a la pieza un acabado óptimo.

La aplicación de la capa de gel coat se realizará de la manera más uniforme posible, con un espesor comprendido entre 0.2 y 0.5 mm., bien a brocha, rodillo o pistola según el tamaño del molde, la preparación del operador o el tipo de gel coat. En el caso de que la capa de gel coat deba ser de mayor espesor, es recomendable aplicarla en dos o tres veces, esperando a que cure cada una de ellas. Si no se hace así pueden aparecer poros o picaduras porque no se permite suficientemente la evaporación del disolvente.

Su aplicación a brocha no ofrece ninguna dificultad técnica, pero en estos casos es necesario preparar el gel coat parcialmente y en pequeñas cantidades (1 kg. aproximadamente), acelerándolo primero (0.2 a 0.4%) y añadiendo y mezclando el catalizador (2%) a continuación. En el caso de que sea necesario diluirlo, debe utilizarse estireno en una proporción que no debe superar nunca el 20%.

Cuando el gel coat vaya a ser aplicado con pistola, se debe disolver ligeramente en acetona o acetato de etilo, que pueden evaporarse más rápidamente que el estireno en el recorrido entre boquilla y molde, hasta un máximo del 15%. En este caso debe usarse el doble de catalizador.

La aplicación a pistola se hará entre 2 y 3 atmósferas de presión a través de una boquilla de 3 mm. de diámetro separada de la superficie del molde entre 50 y 60 cms. Los factores que más influencia tienen en este proceso son: presión del aire, distancia al molde, diámetro de boquilla, catalización y viscosidad del gel. Tras la aplicación debe limpiarse bien la pistola con acetona para impedir que la resina polimerice dentro inutilizándola.

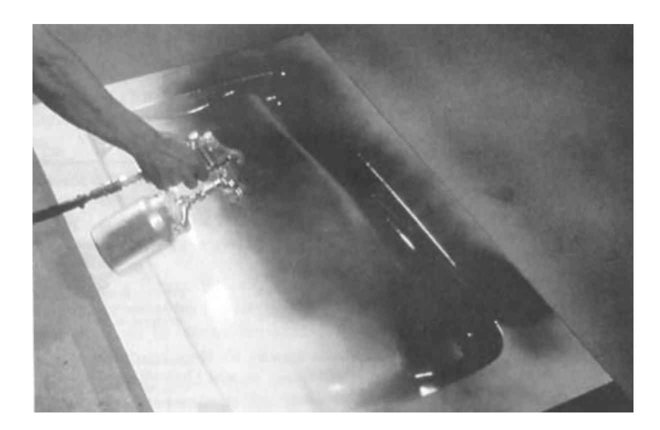


Figura 1.7.1 Aplicación del gel coat a pistola sobre el molde

Antes de pasar a la etapa siguiente de impregnación y apilamiento de las distintas capas de fibra sobre el molde, debe dejarse curar un poco el gel coat hasta un estado sólido, semipegajoso (estado «mordiente») que debe alcanzarse al cabo aproximadamente de 20 a 30 minutos desde la aplicación. Este estado es tal que cayendo sobre el gel unas gotas de estireno no son capaces de disolverlo, levantarlo o reblandecerlo. Este proceso de curado tiene como finalidad impedir que el estireno del gel, todavía no curado completamente, quede en suspensión en el mismo, apareciendo después en el estratificado con la formación de defectos tales como burbujas, grietas o vacíos superficiales.

Los factores que mayor incidencia tienen en el curado del gel coat son:

- Grado de catalización
- Temperatura ambiente
- Material y temperatura del molde
- Humedad

En cualquier caso la aplicación del gel coat es un paso opcional, pero muy necesario por su aportación al aspecto final de la superficie de las piezas, y lo que es más importante, a su comportamiento frente a los ataques del medio en el que la pieza va a ser utilizada. No obstante, en ocasiones, se procede al estratificado directamente, para pasar a la pintura de la pieza una vez desmoldeada, desbarbada o mecanizada.

1.7.4. Recubrimientos anti-abrasión y de adherencia

En numerosos casos, el material compuesto debe soportar solicitaciones abrasivas. Por lo general, el conjunto fibra/matriz no es apto para este tipo de carga debido a la facilidad al desgaste de la matriz, lo que hace que queden fibras al descubierto con los consiguientes problemas estructurales y de comportamiento en servicio.

Existen diversos modos de resolver el problema de la abrasión. El común denominador de todos ellos es la aportación de un material, apto para soportar la abrasión y unido mecánicamente o mediante adhesivo al material compuesto.

Recubrimientos metálicos

Es bastante frecuente el uso de láminas metálicas para resolver el problema de la abrasión en el área de la ingeniería mecánica. El metal más utilizado es el acero por los siguientes motivos:

- Es un material idóneo para soportar fenómenos de abrasión
- Su coste es bajo
- Se une de forma aceptable al material compuesto mediante adhesivos de tipo epoxi o poliuretano
- Se puede unir también mediante uniones mecánicas: tornillos o remaches
- No existen problemas de deformaciones ante gradientes térmicos ya que su CTE o coeficiente de dilatación térmica es muy similar al material compuesto vidrio/matriz orgánica
- No presenta problemas de par galvánico con materiales compuestos de fibra de vidrio. Si se utiliza en combinación con la fibra de carbono, debe colocarse entre las láminas metálicas y de carbono/matriz orgánica, una lámina de fibra de vidrio junto con poliéster, viniléster o epoxi, eliminándose el puente galvánico
- Aporta rigidez al material, debido al elevado módulo elástico del acero.
- Permite resolver problemas de concentración de tensiones

Cada vez es más habitual la combinación entre metales y materiales compuestos de matriz orgánica, debido a las cuestiones planteadas en el párrafo anterior.

En la Figura 1.7.2 se muestra un esquema de un material compuesto con un recubrimiento metálico.

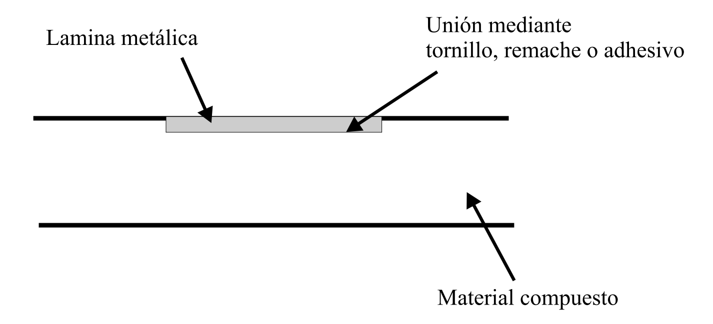


Figura 1.7.2 Esquema de material compuesto con un recubrimiento metálico

Recubrimientos cerámicos

Los materiales cerámicos son muy resistentes a la abrasión, por lo tanto su uso está muy extendido como recubrimiento de una larga lista de materiales, entre los que se encuentran los materiales compuestos.

La Figura 1.7.3 muestra un esquema de un material compuesto recubierto con un sistema cerámico.

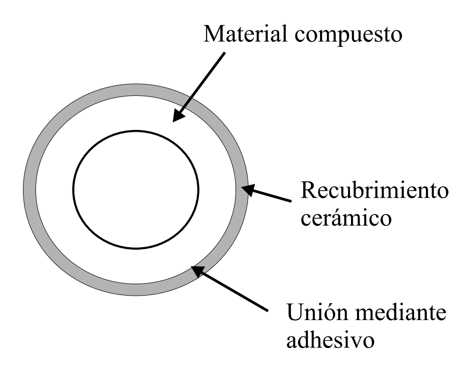


Figura 1.7.3 Esquema de material compuesto con un recubrimiento cerámico

No se recomienda la unión mecánica entre el material cerámico de recubrimiento y el material compuesto debido a la fragilidad de los sistemas cerámicos así como a los problemas existentes en conseguir una unión rígida.

Habitualmente se utilizan adhesivos, que deben calcularse cuidadosamente para evitar despegues debido a gradientes térmicos o posibles cargas cortantes de magnitud elevada. Una ventaja adicional de la utilización de recubrimientos cerámicos es la protección ante el fuego, calor o altas temperaturas.

Recubrimientos fenólicos

La resina fenólica presente un excelente comportamiento a las altas temperaturas, fuego y abrasión en aplicaciones no estructurales.

Debido a las características señaladas en el párrafo anterior, este material se utiliza con frecuencia en aquellos casos donde además de abrasión existan las condiciones mencionadas. Compite con el recubrimiento cerámico, si bien éste último es estructural, y presenta un mejor aislamiento térmico y un coste superior.

Otra ventaja del recubrimiento fenólico frente al cerámico, es que el primero es más fácil de unir, ya que la aplicación de la propia resina fenólica permite una adhesión excelente tras el curado de la misma.

Recubrimientos epoxi/arena

En aquellas aplicaciones donde exista un doble requerimiento de abrasión y anti-deslizamiento, el recubrimiento utilizado es una mezcla de epoxi/arena. Sobre el material compuesto se suele colocar una doble capa de epoxi cargada con arena o áridos que suele estar sometida a un proceso de curado en dos etapas.

Este recubrimiento puede aplicarse también a materiales compuestos con resina de poliéster ya que, aunque en húmedo, las resinas de epoxi y de poliéster no pueden combinarse, en seco, una vez curado el poliéster, el agarre no reviste ninguna dificultad.

Una aplicación de gran volumen son las pasarelas y zonas de acceso de las plataformas petrolíferas off-shore. Sobre un emparrillado de vidrio/fenólica se dispone un recubrimiento de esta naturaleza, consiguiendo un comportamiento excelente, muy superior a la parrilla metálica.

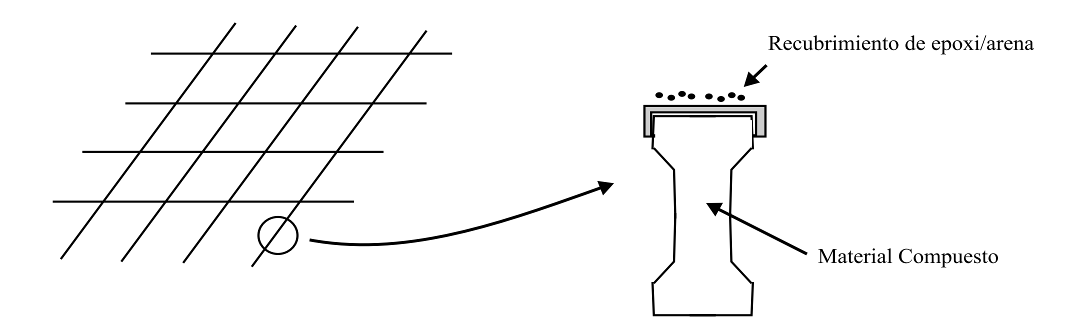


Figura 1.7.4 Esquema de material compuesto con un recubrimiento epoxi/arena

Recubrimientos termoplásticos

Existen termoplásticos altamente resistentes a la abrasión y al impacto. Entre la larga lista de materiales termoplásticos disponibles comercialmente, destacan el teflón y la lámina de polietileno como materiales de recubrimiento anti-abrasión.

Ambos se pueden incorporar al material compuesto mediante uniones mecánicas o por adhesivo. La elección de un material de recubrimiento u otro dependerá de las condiciones de servicio. Por ejemplo, en ambientes altamente corrosivos, el termoplástico presentará un comportamiento más adecuado que los metales. En aquellos casos donde haya temperaturas elevadas, se precisará un recubrimiento de tipo cerámico. Si se precisa un refuerzo mecánico, sobre todo en rigidez, y además se requiere bajo coste, se implantará una lámina de acero. Finalmente, si además de abrasión hay requerimientos de anti-deslizamiento, un sistema epoxi/arena será el que mejor se adapte a las condiciones de trabajo.

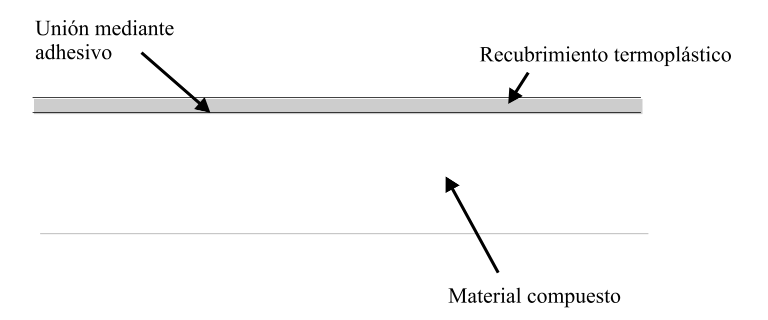


Figura 1.7.5 Esquema de material compuesto con un recubrimiento termoplástico

Referencias

1. Agarwal, Arvind; Katipelli, Lalitha R; Dahotre, Narendra B "*Elevated temperature oxidation of laser surface engineered composite boride coating on steel*" Metallurgical and Materials Transactions Part A, Physical Metallurgy and Materials Science v 31A no2 Feb 2000 p.461-73.

2. Agarwal, Arvind; Dahotre, Narendra B "*Mechanical properties of laser-deposited composite boride coating using nanoindentation*" Metallurgical and Materials Transactions Part A, Physical Metallurgy and Materials Science v 31A no2 Feb 2000 p.401-8.

3. Park, Heung Il; Nakata, Kazuhiro; Tomida, Shogo "*In situ formation of TiC particulate composite layer on cast iron by laser alloying of thermal sprayed titanium coating*" Journal of Materials Science v 35 no3 Feb 1 2000 p.747-55.

4. Yongdong Xu; Laifei Cheng; Litong *Zhang "Oxidation behavior and mechanical properties of C/SiC composites with Si-MoSi2 oxidation protection coating*" Journal of Materials Science v 34 no24 Dec 15 1999 p.6009-14.

5. "*Plasma SOURCE generates infrared radiation to fuse carbide coating*" Materials Performance v 38 no9 Sept 1999 p.47-8.

6. Agarwal, A; Dahotre, N. B "*Pulsed electrode surfacing of steel with TiC coating: microstructure and wear properties*" Journal of Materials Engineering and Performance v 8 no4 Aug 1999 p.479-86.

7. Agbossou, Amen; Bergeret, Anne “*Modelling and experimental analysis of multi-coating effect on thermal expansion and thermal stresses of polymer fiber-reinforced composites*” Journal of Composite Materials v 33 no15 1999 p.1410-32.

8. Dancygier, Avraham N; Yankelevsky, David Z; Baum, Hadassa “*Behavior of reinforced concrete walls with internal plaster coating under exterior hard projectile impact”* ACI Materials Journal v 96 no1 Jan/Feb 1999 p.116-25.

9. Chen, S. L; Hsu, R. L “Energy analysis and quality evaluation of pulsed neodymium-doped yttrium aluminium garnet laser cladding ceramic-metal composite coating on aluminium alloys” Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part B, Journal of Engineering Manufacture v 213 noB1 1999 p.29-40.

10. Sahoo, Naba K; Shapiro, Alan *P “MgO-Al2O3-ZrO2 amorphous ternary composite: a dense and stable optical coating*” Applied Optics v 37 no34 Dec 1 1998 p.8043-56.

11. Lin, Weijian; Chen, Jingxin; Chen, Jiazhen *“A composite brush-plated coating with application in the die industries*” Metal Finishing v 96 no5 May 1998 p.46+.

12. Keer, L. M; Xu, Y; Luk, V. *K “Analysis of high speed axially symmetric cutting or stripping peripheral coating*” Journal of Manufacturing Science and Engineering v 120 Feb 1998 p.185-91.

13. Van Steenkiste, Regis J; Kollar, Laszlo P “*Effect of the coating on the stresses and strains in an embedded fiber optic sensor*” Journal of Composite Materials v 32 no18 1998 p.1680-711.

14. Lu, Shih Yuan “*Coating sequence effect for composites containing multiply coated long fibers*” Journal of Composite Materials v 32 no13 1998 p.1306-24.

15. Yang, D; Jiang, C *“A chromium/graphite electrodeposited composite coating for unlubricated sliding wear*” Plating and Surface Finishing v 85 no1 Jan 1998 p.110-12.

16. Jin, Tetsuro; Inoue, Satoshi; Machida, Ken *ichi “Photovoltaic cell characteristics of hybrid silicon devices with lanthanide complex phosphor-coating film*” Journal of the Electrochemical Society v 144 Nov 1997 p.4054-8.

17. Aynbinder, Alexander *“New method determines effect of concrete coating on pipe-collapse pressure*” Oil and Gas Journal v 95 Oct 27 1997 p.57-8+.

18. Chong, Sau L; Wang, Dongxin; Hayes, James D “*Sol-gel coating technology for the preparation of solid-phase microextraction fibers of enhanced thermal stability*” Analytical Chemistry v 69 Oct 1 1997 p.3889-98.

19. Dellacorte, C; Fellenstein, J. A *“The effect of compositional tailoring on the thermal expansion and tribological properties of PS300: a solid lubricant composite coating*” Tribology Transactions v 40 Oct 1997 p.639-42.

20. Assuncao, N. A; de Giz, M. J; Tremiliosi Filho, G “*A study of the hydrogen evolution reaction on a Ni/NiFeS electrodeposited coating*” Journal of the Electrochemical Society v 144 Aug 1997 p.2794-800.

21. Kouloumbi, N; Tsangaris, G. M; Vourvahi, C "*Corrosion resistance and dielectric properties of an iron oxide filled epoxy coating*" Journal of Coatings Technology v 69 July 1997 p.53-9.

22. Szczygiel, Bogdan "*Adsorption of hydrogen ions on the surface of SiC powder in solution of nickel sulfate during composite coating*"Plating and Surface Finishing v 84 Feb 1997 p.62-6.

23. Lee, Woo Y; Stinton, David P; Berndt, Christopher C "*Concept of functionally graded materials for advanced thermal barrier coating applications*" Journal of the American Ceramic Society v 79 Dec 1996 p.3003-12.

24. Yedong, H; Stott, F. H "*The effects of thin surface-applied oxide coating films on the selective oxidation of alloys*" Corrosion Science v 38 Nov 1996 p.1853-68.

25. R'Mili, M; Massardier, V; Merle, P "*Mechanical properties of T300/Al composites. Embrittlement effects due to a B4C coating*" Journal of Materials Science v 31 Sept 1 1996 p.4533-9.

26. Meng Yan; Hu Hanqi "*In situ laser surface coating of TiC metal-matrix composite layer*" Journal of Materials Science v 31 Aug 15 1996 p.4303-6. E

27. Hotter, David S "*Durable coating shields ICs from static damage*" Machine Design v 68 July 25 1996 p.74.

28. Wolfenden, A; Thomas, H. M; Thomas, V "*The effect of fiber coating on the temperature dependence of the elastic and anelastic properties of a fiber-reinforced borosilicate glass matrix composite*" Journal of Testing and Evaluation v 24 July 1996 p.237-40.

29. Ye, Z; Cheng, H. S; Chang, N. S "*Wear characteristics of nickel/silicon carbide composite coating in lubricated reciprocating contacts*" Tribology Transactions v 39 July 1996 p.527-36.

30. Chen, Y. F; Erdogan, F "*The interface crack problem for a nonhomogeneous coating bonded to a homogeneous substrate*" Journal of the Mechanics and Physics of Solids v 44 May 1996 p.771-87.

31. Lu, Shih Yuan; Song, Jiann Long "*Effective conductivity of composites with spherical inclusions: effect of coating and detachment*" Journal of Applied Physics v 79 Jan 15 1996 p.609-18.

32. Li, Dong Sheng; Wisnom, Michael R "*Micromechanical modelling of SCS-6 fibre reinforced Ti-6A1-4V under transverse tension-effect of fibre coating*" Journal of Composite Materials v 30 no5 1996 p.561-88.

33. Pushpavanam, M; Arivalagan, N; Srinivasan, N "*Electrodeposited Ni-PTFE dry lubricant coating*" Plating and Surface Finishing v 83 Jan 1996 p.72-6.

34. "*Plasma spray system, one-step composite coating win awards*" Augmented title: MetCon Thermal Spray and Spray-Tech win at the National Thermal Spray Conference" Advanced Materials and Processes v 148 Dec 1995 p.22-3.

35. Lu, Gui Ying; Mai, Yiu Wing "*Effect of plastic coating on fibre-matrix interface debonding*" Journal of Materials Science v 30 Dec 1 1995 p.5872-8.

36. Gonzalez Nunez, M. A; Nunez Lopez, C. A; Skeldon, P “*A non-chromate conversion coating for magnesium alloys and magnesium-based metal matrix composites*” Corrosion Science v 37 Nov 1995 p.1763-72.

37. Lei, T. C; Ouyang, J. H; Pei, Y. T “*Microstructure and wear resistance of laser clad TiC particle reinforced coating*” Materials Science and Technology v 11 May 1995 p.520-5.

38. Lee, Kang N; Jacobson, Nathan S “*Chemical stability of the fiber coating/matrix interface in silicon-based ceramic matrix composites*” Journal of the American Ceramic Society v 78 Mar 1995 p.711-15.

39. Tanahashi, Masami; Yao, Takeshi; Kokubo, Tadashi “*Apatite coating on organic polymers by a biomimetic process*” Journal of the American Ceramic Society v 77 Nov 1994 p.2805-8.

40. Dixon, Brian G; Gomes, Wendy “*A waterborne and environmentally benign, marine timber coating*” Journal of Coatings Technology v 66 Oct 1994 p.21-5.

41. Da Costa, W; Gleeson, B; Young, D. J “*Codeposited chromium-aluminide coatings; kinetics and morphology of coating growth*” Journal of the Electrochemical Society v 141 Oct 1994 p.2690-8.

42. Yu, J. K; Li, H. L; Shang, B. L “*A functionally gradient coating on carbon fibre for C/Al composites*” Journal of Materials Science v 29 May 15 1994 p.2641-7.

43. Doghri, I; Jansson, S; Leckie, F. A “*Optimization of coating layers in the design of ceramic fiber reinforced metal matrix composites*” Journal of Composite Materials v 28 no2 1994 p.167-87.

44. Ueno, K; Kose, S; Kinoshita, M “*Toughness enhancement by polycarbosilane coating on SiC whiskers incorporated in Si3N4 matrix composite*” Journal of Materials Science v 28 Nov 1 1993 p.5770-4.

45. Mumtaz, K; Echigoya, J; Taya, M “*Preliminary study of iridium coating on carbon/carbon composites*” Journal of Materials Science v 28 Oct 15 1993 p.5521-7.

46. Emiliani, M. L “*Debond coating requirements for brittle matrix composites*” Journal of Materials Science v 28 Oct 1 1993 p.5280-96.

47. Murakami, Shinjiro; Tanokuchi, Ichiro; Suganuma, Namio “*Kawasaki Steel’s multipurpose coating line*” Iron and Steel Engineer v 70 July 1993 p.36-41.

48. Ferraris, M; Badini, C; Marino, F “*Interfacial reactions in a Ti-6Al-4V based composite: role of the TiB2 coating*” Journal of Materials Science v 28 Apr 1 1993 p.1983-7.

49. Xinmin Huang; Zonggang Deng “*A wear-resistant composite coating*” Plating and Surface Finishing v 80 Feb 1993 p.62-5.

50. Hahn, T. A “*Thermal stress relaxation due to plastic flow in the fiber coating of a continuous fiber reinforced composite*” Journal of Composite Materials v 27 no16 1993 p.1545-77.

51. Berrenberg, Th; Steinbach, I; Rommerskirchen, M "*Production of a finely dispersed AlPb-coating*" Journal of Engineering Materials and Technology v 115 Jan 1993 p.63-7.

52. Kim, Jang Kyo; Mai, Yiu Wing; Kennedy, B. J "*Surface analysis of carbon fibres modified with PVAL coating and the composite interfaces*" Journal of Materials Science v 27 Dec 15 1992 p.6811-16.

53. Jang, Hyun M; Moon, Jong H; Jang, Cheol W "*Homogeneous fabrication of Al2O3-ZrO2-SiC whisker composite by surface-induced coating*" Journal of the American Ceramic Society v 75 Dec 1992 p.3369-76.

54. Garino, Terry "*Heterocoagulation as an inclusion coating technique for ceramic composite processing*" Journal of the American Ceramic Society v 75 Mar 1992 p.514-18.

55. Kim, Jangkyo; Mai, Yiu Wing "*Effects of interfacial coating and temperature on the fracture behaviours of unidirectional Kevlar and carbon fibre reinforced epoxy resin composites*" Journal of Materials Science v 26 Sept 1 1991 p.4702-20.

56. Valentini, Jose Esteban; Thomas, William R; Sevenhuysen, Paul "*Role of dynamic surface tension in slide coating*" Industrial and Engineering Chemistry Research v 30 Mar 1991 p.453-61

57. Alam, M. Khairul; Jain, Sulekh C "*The CVD coating of fibers for composite materials*" JOM v 42 Nov 1990 p.56-8.

58. Ghouse, Mohammad "*Plasma sprayed nickel-graphite composite coating cha*racteristics" Metal Finishing v 88 Aug 1990 p.29-32.

59. "*Thermal spray + epoxy for composite coating*" "*Augmented title: Copperlok, Inc*." Advanced Materials and Processes Incorporating Metal Progress v 132 Dec 1987 p.26.

60. Wang, Joseph; Tuzhi, Peng "*Composite polymeric films on electrodes. Incorporation of poly(4-vinylpyridine) into base-hydrolyzed cellulose acetate coating*" Journal of the Electrochemical Society v 134 Mar 1987 p.586-91.

61. "*Composite coating helps combat fastener corrosion*" "*Augmented title: at Sermatech International, Inc.*" Metal Progress v 129 May 1986 p.33+.

62. Montgomery, Donald D; Anson, Fred C "*Stable composite polyelectrolyte electrode coatings with morphologies that yield large ion-exchange capacities and high cross-coating charge propagation rates*" Journal of the American Chemical Society v 107 June 12 1985 p.3431-6.

63. Kawata, K; Takeda, N; Hashimoto, *S* "*Photoelastic-coating analysis of dynamic stress concentration in composite strips*" Experimental Mechanics v 24 Dec 1984 p.316-27.

64. "*Flame spray composite coating toughens plastic*" Industrial Finishing v 60 Sept 1984 p.30.

65. Thoma, Martin "*A cobalt/chromic oxide composite coating for high-temperature wear resistance* " Plating and Surface Finishing v 71 Sept 1984 p.51-63.

64. Miravete, A. «*Documentación de las I Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 20-22 Enero, 1988.

65. Miravete, A. «*Documentación de las II Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 23-25 Mayo, 1990.

66. Miravete, A. «*Documentación de las III Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 30 Marzo-3 Abril, 1992.

67. Miravete, A. «*Documentación de las IV Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 11-14 Abril, 1994.

68. Miravete, A. «*Documentación de las V Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 26-29 Junio, 1995.

6. Miravete, A. «*Documentación de las VI Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Madrid 15-17 Abril, 1996.

70. Miravete, A. «*Documentación de las VII Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 24 Junio, 1996.

71. Miravete, A. «*Documentación de las VIII Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 15-16 Febrero, 1999.

72. Miravete, A. «*Documentación de las IX Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 12-13 Junio, 2000.

73. «*Engineered Materials Handbook, Volume 1. Composites*». ASM International, 1987.

74. «*Engineered Materials Handbook, Volume 2. Engineering Plastics*». ASM International, 1988.

75. Antequera, P., Jiménez, L., Miravete, A. «*Los materiales compuestos de fibra de vidrio*». Edita Secretariado de publicaciones de la Universidad de Zaragoza, 1991.

76. Miravete, A. «*Los nuevos materiales en la construcción*». Edita A. Miravete, 1994.

77. «*Handbook of Composites*». Edita George Lubin, 1982.

78. Mallick, P.K. «*Composites Engineering Handbook*». University of Michigan-Dearborn, 1997.

79. Gay, D. «*Matériaux composites*». Éditions Hermes, 199.

80. «*Aerospace Structures*». Edited by J. Loughlan. Elsevier Applied Science, 1990.

81. Hull, D. «*Materiales compuestos*». Ed. Reverté, 1987.

82. Mallick, P.K. «*Fiber-Reinforced Composites*». Marcel Dekker, Inc, 1993.

83. Hollaway, L. *«Polymer composites for civil and structural engineering»*. Blackie Academic & Professional, 1993.

84. Mallick, P.K. *«Composite Materials Technology»*. New York: Oxford University Press, 1990.

85. *«Composite Materials in Aircraft Structures»*. Edited by D. H. Middleton. Longman, 1990.

86. *«Proceedings of ICCM9, Books I-VI»*. Edited by A. Miravete. Madrid, 1993.

87. Clemente, R., Miravete, A., Larrodé, E., Castejón, L. *«Polymer Composites and Polymeric Materials»*, SAE publication, SP-1351, pages 21-28, 1998.

1.8 SISTEMAS DE MATERIAL COMPUESTO

En la Tabla 1.8.1 se muestra una clasificación de los materiales compuestos en función del tipo de refuerzo. [1-33]

Tabla 1.8.1 Clasificación de los materiales compuestos en función del tipo de fibra de refuerzo [15]

MATERIALES COMPUESTOS DE PARTÍCULAS	DISPERSIONES (Aluminio Sinterizado, Torio)
	MC de PARTÍCULAS (Carburos Cementados, Polímeros)
MATERIALES COMPUESTOS DE FIBRAS	FIBRA CORTA (Aleatoria)
	FIBRA LARGA (Unidireccional)
	FIBRA LARGA (Textiles)

De entre todas estas tipologías de materiales compuestos existen combinaciones que son adecuadas para aplicaciones industriales o de alta tecnología. A continuación se presentan las propiedades de varios sistemas de materiales compuestos.

1.8.1 Sistemas de materiales compuestos de fibra de carbono y aramida

Tabla 1.8.2 Propiedades mecánicas de sistemas preimpregnados [33]

Fibra	T300 Carb	B(4) Boro	AS Carb	Kev 49	AS 4 Carb	IM6 Carb	T300 cinta	T300 tejido	T300tej
Matriz	N5208	N5505	H3501	Epoxi	PEEK AP	Epoxi	F934 4-mil	F934 13-mil	F934 7-
E_x (GPa)	181	204	138	76	134	203	148	74	66
E_y (GPa)	10,3	18,5	8,96	5,5	8,9	11,2	9,65	74	66
G_{xy} (GPa)	7,17	5,59	7,1	2,3	5,1	8,4	4,55	4,55	4,1
ν_{XY}	0,28	0,23	0,3	0,34	0,28	0,32	0,3	0,05	0,04
V_f (%)	70	50	66	60	66	66	60	60	60
h_0 (mm)	0,125	0,125	0,125	0,125	0,125	0,125	0,1	0,325	0,175
X (MPa)	1500	1260	1447	1400	2130	3500	1314	499	375
X’ (MPa)	1500	2500	1447	235	1100	1540	1220	352	279
Y (MPa)	40	61	51,7	12	80	56	43	458	368
Y’ (MPa)	246	202	206	53	200	150	168	352	278
S_{12} (MPa)	68	67	93	34	160	98	48	46	46

Tabla 1.8.3 Propiedades mecánicas del preimpregnado unidireccional carbono/epoxi AS4/3502 [25]

Propiedad	Dirección	Valor	Numero de Probetas	Desviación típica
E_x (GPa)	z	144	8	7
E_x (GPa)	y	148	8	4,9
E_x´(GPa)	z	137	3	
E_x´ (GPa)	y	141	3	
E_y (GPa)	z	9,7	10	8,5
E_y (GPa)	x	9,7	7	2
E_y´(GPa)	z	10,3	2	
E_y´ (GPa)	x	9,7	2	
E_z (GPa)	y	9,7	5	4,5
E_z (GPa)	x	9	6	2,1
E_z´(GPa)	y	9,7	2	
E_z´ (GPa)	x	9,7	2	
G_{xy} (GPa)		5,2	7	12,2
G_{xz} (GPa)		5	3	2,4
G_{yz} (GPa)		3	4	6
ν_{xy}		0,31	11	
ν_{xz}		0,52	10	
ν_{yz}		0,52	10	
ν_{zy}		0,53	11	
X (MPa)	z	1651	11	23,3
X (MPa)	y	1535	11	13,7
X´(MPa)	z	1361	10	7,9
X´ (MPa)	y	1303	10	7,9
Y (MPa)	z	52	10	14,8
Y (MPa)	x	59	10	15,9
Y´(MPa)	z	199	7	6,8
Y´ (MPa)	x	212	7	9,3
Z (MPa)	y	51	11	8,7
Z (MPa)	x	62	11	16
Z´(MPa)	y	253	14	2
Z´ (MPa)	x	256	10	2,6
S_{xy} (MPa)		77	4	12,5
S_{xz} (MPa)		75	11	8,7
S_{yz} (MPa)		103	1	3,4

1.8.2 Sistemas de materiales compuestos de fibra de vidrio

Tabla 1.8.4 Propiedades mecánicas de Mats de vidrio E [12]

Fibra	MAT-E-600A	MAT-E-300	MAT-E-600B	MAT-UNIFILO
Matriz	POLIÉSTER	POLIÉSTER	VINILESTER	VINILESTER
E_x(MPa)	7733	9771	14236	13461
E_y (MPa)	7733	9771	14236	13641
G_{xy} (MPa)	2880	3659	5357	5131
ν_{xy}	0,3426	0,3354	0,3287	0,3292
Vf (%)	16,51	23,53	37,72	35,94
h (mm)	1,4	0,49	0,61	0,48
X (MPa)	100	140	160	180
X' (MPa)	100	140	150	180
Y (MPa)	100	140	160	180
Y' (MPa)	100	140	150	180
S_{12} (MPa)	30	30	30	30

Tabla 1.8.5 Propiedades de estructuras de pultrusión con fibra de vidrio [32]

	PERFIL POLIESTER	PERFIL VINILESTER	REDONDO POLIESTER	PLACA POLIESTER	PLACA VINILESTER
Ex (MPa)	17250	17940	41350	12420	12420
Ey (MPa)	5520	5520		6210	6900
Gxy (MPa)	2932				
ν_{xy}	0,33	0,33		0,31	0,32
X (MPa)	207	207	689	138	138
X´(MPa)	207	207	448	165	165
Y (MPa)	48	48		51	51
Y´(MPa)	103	109		113	120
S_{xy} (MPa)	31	31			
Izod (Nm/m)	1334	1334	2134	987	987
Izod´(Nm/m)	213	213		266	266
Barcol	45	45	55	40	40
Densidad	1,7-1,9	1,7-1,9	2-2,1	1,7-1,9	1,7-1,9
CTE(m/m/C)	2,4	2,4	1,6	4,4	4,4
CT(w/mK)	0,58	0,63			

Tabla 1.8.6 Propiedades mecánicas de SMC [15]

Fibra	Vidrio E	Vidrio S	Vidrio E	Vidrio S	Vidrio E	Vidrio S
SMC	SMC-R65	SMC R-65	SMC C60R5	SMC C60R5	SMC-C45R20	SMC-C45R20
Vf (%)	45	45	45	45	45	45
Ex (MPa)	14500	15000	35700	41000	24700	40100
Ey (MPa)	14500	15000	8900	9900	12000	12900
ν_x	0,26	0,26	0,31	0,29	0,3	0,28
X (MPa)	225	271	768	1059	675	909
Y (MPa)	225	271	22,1	30	44	59

Tabla 1.8.7 Propiedades mecánicas de SMC [15]

Fibra	Vidrio E	Vidrio E	Vidrio E	Vidrio E
SMC	SMC-R25	SMC R-50	SMC-C20R3	XMC-3
Densidad	1,83	1,87	1,81	1,97
E_X (MPa)	13200	15800	21400	35700
E_Y (MPa)	13200	15800	12400	12300
ν_X	0,25	0,31	0,30	0,31
X (MPa)	82,4	164	289	561
Y (MPa)	82,4	164	84	69,9

Tabla 1.8.8 Propiedades mecánicas de tubos de fabricados mediante enrollamiento filamentario[31]

	Vidrio/epoxi	Vidrio/vinilester
Densidad (kg/dm3)	1,85	2,03
Tensión tracción última (MPa) ASTM D2105	105	73,8
Tensión tracción diseño (MPa) ASTM D2105	20,2	18,4
Módulo de elasticidad (MPa) ASTM D2105	12411	10825
Coeficiente de Poisson ASTM D2105	0,37	0,37
Tensión compresión última (MPa) ASTM D695	230	131
Tensión compresión diseño (MPa) ASTN D695	56,2	32,8
Módulo de elasticidad (MPa) ASTM D695	8687	8756
CE Térmica (mm/mm/ºC)ASTM D696	$1,58\ 10^{-5}$	$2,83\ 10^{-5}$
C Térmica (w/M ºK) ASTM D177	0,4	0,36

Tabla 1.8.9 Propiedades mecánicas de Unidireccionales de vidrio R y E [12]

Fibra	UNI-R-600	UNI-R-1200	UNI-E-1200	UNI-E-PRE	UNI-E-500
Matriz	EPOXI	STANDARD	VINILESTER	EPOXI	POLIÉSTER
Ex (GPa)	57,1	60,83	31,161	38,6	39,296
Ey (GPa)	15,067	19,865	7,452	8,27	10,289
Gxy (GPa)	5,032	6,517	2,738	4,14	4,26
νxy	0,302	0,29	0,3397	0,26	0,3222
Vf (%)	65,31	69,6	40,23	45	51,85
h_0 (mm)	1	1	0,44	0,125	0,49
X (MPa)	1300	1600	500	1062	1000
X' (MPa)	1100	1400	500	610	900
Y (MPa)	80	70	50	31	60
Y' (MPa)	70	65	50	118	60
S_{12} (MPa)	75	70	50	72	65

Tabla 1.8.10 Propiedades mecánicas de Tejidos de vidrio E [12]

Fibra	TEJ-E-500A	TEJ-E-500B	TEJ-E-580	TEJ-E-600	TEJ-E-500C	TEJ-E-500D
Matriz	POLIÉSTER	POLIÉSTER	POLIÉSTER	POLIÉSTER	VINILÉSTER	POLIÉSTER
Ex (MPa)	14440	16228	19817	20065	9320	16228
Ey (MPa)	13639	15312	19817	19569	36960	15312
Gxy (MPa)	2070	2260	2781	2781	3347	2260
νxy	0,148	0,1415	0,1309	0,1326	0,0825	0,1415
Vf (%)	27,41	31,58	40,91	40,91	48,51	31,58
h_0 (mm)	0,7	0,61	0,55	0,56	0,4	0,61
X (MPa)	196	400	185	185	350	200
X' (MPa)	196	400	180	180	350	160
Y (MPa)	180	380	180	180	320	200
Y' (MPa)	180	380	175	175	320	160
S_{12} (MPa)	45	40	45	45	45	50

1.8.3 Sistemas híbridos

Los sistemas híbridos constituyen un esquema de gran utilidad para el diseñador de estructuras de materiales compuestos. En aplicaciones aeronáuticas y de alta competición, el carbono se combina con aramida. Esta última confiere resistencia al impacto y el carbono rigidez y resistencias estáticas y a fatiga. En aplicaciones estructurales en el resto de los campos, cada vez se utilizan más híbridos vidrio/carbono. Este último se implanta sólo en aquellas áreas críticas y en las direcciones de mayores esfuerzos, consiguiéndose elevar los coeficientes de seguridad con un aumento del coste mínimo.

Tabla 1.8.11 Comparación de propiedades mecánicas de aleaciones de aluminio con laminados hibridos ARALL. Los valores de los laminados ARALL se representan con el símbolo (A). Aluminio (capas 1,3 y 5) y Kevlar 49/epoxi (capas 2 y 4) [8]

	Rotura última lámina (MPa)	Rotura primera lámina (MPa)	Módulo tracción (GPa)	Deformación rotura (%)
7075-T6	572	510	71	11
7075-T6 (A)	800/386	641/333	68/48	1.9/7.9
2024-T3	455	359	72	18
2024-T3 (A)	717/317	359/228	64/49	2.5/12.7
7475-T76	545	476	69	12
7475-T76(A)	828/373	587/317	68/51	2.2/-
2024-T8	497	442	72	8
2024-T8 (A)	731/338	373/317	61/49	2.6/4.6

Referencias

1. Miravete, A. *«Documentación de las I Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 20-22 Enero, 1988.

2. Miravete, A. *«Documentación de las II Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 23-25 Mayo, 1990.

3. Miravete, A. *«Documentación de las III Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 30 Marzo-3 Abril, 1992.

4. Miravete, A. *«Documentación de las IV Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 11-14 Abril, 1994.

5. Miravete, A. *«Documentación de las V Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 26-29 Junio, 1995.

6. Miravete, A. *«Documentación de las VI Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Madrid 15-17 Abril, 1996.

7. Miravete, A. *«Documentación de las VII Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 24 Junio, 1996.

8. Miravete, A. «*Documentación de las VIII Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 15-16 Febrero, 1999.

9. Miravete, A. «*Documentación de las IX Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 12-13 Junio, 2000.

10. «*Engineered Materials Handbook, Volume 1. Composites*». ASM International, 1987.

11. «*Engineered Materials Handbook, Volume 2. Engineering Plastics*». ASM International, 1988.

12. Antequera, P., Jiménez, L., Miravete, A. «*Los materiales compuestos de fibra de vidrio*». Edita Secretariado de publicaciones de la Universidad de Zaragoza, 1991.

13. Miravete, A. «*Los nuevos materiales en la construcción*». Edita A. Miravete, 1994.

14. «*Handbook of Composites*». Edita George Lubin, 1982.

15. Mallick, P.K. «*Composites Engineering Handbook*». University of Michigan-Dearborn, 1997.

16. Gay, D. «*Matériaux composites*». Éditions Hermes, 199.

17. «*Aerospace Structures*». Edited by J. Loughlan. Elsevier Applied Science, 1990.

18. Hull, D. «*Materiales compuestos*». Ed. Reverté, 1987.

19. Mallick, P.K. «*Fiber-Reinforced Composites*». Marcel Dekker, Inc, 1993.

20. Hollaway, L. «*Polymer composites for civil and structural engineering*». Blackie Academic & Professional, 1993.

21. Mallick, P.K. «*Composite Materials Technology*». New York: Oxford University Press, 1990.

22. «*Composite Materials in Aircraft Structures*». Edited by D. H. Middleton. Longman, 1990.

23. «*Proceedings of ICCM9, Books I-VI*». Edited by A. Miravete. Madrid, 1993.

24. Clemente, R., Miravete, A., Larrodé, E., Castejón, L. «*Polymer Composites and Polymeric Materials*», SAE publication, SP-1351, pages 21-28, 1998.

25. Kim, Ran Y., Miravete, A. «*Ensayos de Materiales Compuestos*» Edita Secretariado de Publicaciones, Universidad de Zaragoza, 1992.

26. Kay, J.F. «*Composites Technology*» Rev, 4, 110, 1982

27. Riegner, D.A., Sanders, B.A. «*Proceedings SPE National Technical Conference*», 1979

28. Tsai, S.W. «*Theory of Composites Design*». Think Composites 1992.

29. «*Structural Adhesives Directory and Databook*», Chapman & Hall, 1996.

30. Castejón, L., Cuartero, J., Larrodé, E., Miravete, A. «*Nuevos materiales frente a los requerimientos existentes para el transporte terrestre*». IV Congreso de Ingeniería del Transporte, 7-9 Julio 2000, Valencia.

31. Handbook of Smith «*Fiberglass Pipelines*»

32. Handbook of Strongwell «*Pultrusion*»

33. Tsai, S. W., Miravete A. «Análisis y Diseño de Materiales Compuestos», Editorial Reverte, 1988

CAPITULO II

ANÁLISIS Y DISEÑO

2.1 ANÁLISIS DE LÁMINAS INTACTAS

2.1.1 LEY DE HOOKE

2.1.1.1 Introducción

En este subcapítulo se van a tratar tres conceptos: la notación abreviada, la ley de Hooke para distintos tipos de simetrías y finalmente el concepto de constante ingenieril. La notación abreviada es importante a la hora de obtener expresiones sencillas entre tensiones y deformaciones.

Una vez comprendido el concepto de notación abreviada, se puede plantear la ley de Hooke [1-2] generalizada y obtener las diferentes relaciones matriciales tensión-deformación atendiendo a cada tipo de simetría del material. A partir de la matriz de flexibilidad, matriz que relaciona las componentes de deformación con las de tensión, se pueden obtener fácilmente las constantes ingenieriles. En la última parte del capítulo se obtendrá la expresión de la matriz de rigidez en función de las constantes ingenieriles. El subcapítulo 2.1 se ha escrito tomando como fuentes [1-100] y se ha seguido el formato de los textos [18] y [30].

2.1.1.2 La notación abreviada

La notación abreviada es una simplificación de la notación tensorial normal. En lugar de tener el mismo número de subíndices que el rango del tensor, 2 subíndices para un tensor de segundo orden y 4 para uno de cuarto orden, la notación abreviada reduce a la mitad el número de subíndices. Para tensores de segundo orden se utilizarán subíndices simples, utilizándose subíndices dobles para tensores de cuarto orden. La notación abreviada no puede ser aplicada a tensores de primer orden ni a tensores de orden impar.

Cuando se trabaja con notación abreviada, se deben usar deformaciones de cortadura ingenieriles en lugar de tensoriales. Así, el factor 2 debe ser correcta y consistentemente aplicado.

CONTRACCIÓN DEL TENSOR DE TENSIONES

Esta contracción no requiere ninguna corrección numérica. Existen dos sistemas de notación para las componentes del tensor de tensiones: subíndices de letras y números. Ambos se representan en la tabla 2.1.1.

Tabla 2.1.1 Contracción de subíndices para las componentes de tensión

SUBINDICES	NORMAL	CORTADURA
Letras Normales	σ_{xx} σ_{YY} σ_{zz}	σ_{yz} σ_{xz} σ_{xy}
Numerales normales	σ_{11} σ_{22} σ_{33}	σ_{23} σ_{31} σ_{12}
Numerales contractados	σ_1 σ_2 σ_3	σ_4 σ_5 σ_6
Letras contractadas	σ_x σ_y σ_z	σ_q σ_r σ_s

CONTRACCIÓN DEL TENSOR DE DEFORMACIONES

Esta contracción necesita un factor de corrección de 2 para las componentes de cortadura, puesto que se utiliza la deformación de cortadura ingenieril. La definición normal de la relación tensorial deformación-desplazamiento es:

$$\varepsilon_{ij} = (u_{ij} + u_{ji})/2 \qquad \text{(Ec. 2.1.1)}$$

La definición de la deformación de cortadura ingenieril es análoga a la ecuación 2.1.1.

$$\varepsilon_6 = 2\varepsilon_{12} = \delta u/\delta y + \delta v/\delta x$$

$$\varepsilon_5 = 2\varepsilon_{31} \qquad \text{(Ec. 2.1.2)}$$

$$\varepsilon_4 = 2\varepsilon_{23}$$

La contracción de la deformación está resumida en la tabla 2.1.2.

Tabla 2.1.2 Contracción de subíndices para las componentes de deformación

SUBINDICES	NORMAL	CORTADURA
Letras Normales	ε_{xx} ε_{yy} ε_{zz}	ε_{yz} ε_{xz} ε_{xy}
Numerales normales	ε_{11} ε_{22} ε_{33}	ε_{23} ε_{31} ε_{12}
Numerales contractados	ε_1 ε_2 ε_3	$\frac{\varepsilon_4}{2}$ $\frac{\varepsilon_5}{2}$ $\frac{\varepsilon_6}{2}$
Letras contractadas	ε_x ε_y ε_z	$\frac{\varepsilon_q}{2}$ $\frac{\varepsilon_r}{2}$ $\frac{\varepsilon_s}{2}$

La matriz de flexibilidad abreviada presenta la siguiente relación con la matriz flexibilidad original:

j \ i	1 2 3	4 5 6
1 2 3	$S_{ij} = S_{pqrs}$	$S_{ij} = 2S_{pqrs}$
4 5 6	$S_{ij} = 2S_{pqrs}$	$S_{ij} = 4S_{pqrs}$

Figura 2.1.1 Relación de corrección entre matrices flexibilidad abreviadas y no abreviadas

Si no se hubieran utilizado deformaciones de cortadura ingenieriles, las últimas tres columnas de las matrices de rigidez y flexibilidad habrían sido afectadas por un coeficiente de 2, perdiendo la simetría para ambas matrices.

La matriz de rigidez, a diferencia de la matriz flexibilidad, no requiere ningún factor de corrección. Esta afirmación se muestra en la figura 2.1.2.

La matriz de rigidez abreviada presenta la siguiente relación con la matriz rigidez original:

j \ i	1 2 3	4 5 6
1 2 3	$C_{ij} = C_{pqrs}$	$C_{ij} = C_{pqrs}$
4 5 6	$C_{ij} = C_{pqrs}$	$C_{ij} = C_{pqrs}$

Figura 2.1.2 Relación de corrección entre las matrices de rigidez abreviada y no abreviada

2.1.1.3 Constantes elásticas. Ley de Hooke generalizada

La ley de Hooke generalizada esta definida por la relación lineal tensión-deformación para un material anisótropo. Se obtiene a partir de la energía elástica como un postulado básico de la teoría de la elásticidad.

2.1.1.3.1 Simetría triclínica

Es conveniente usar la notación abreviada presentada en el punto anterior y representar la matriz de rigidez como:

$\{\sigma\} = [C]\{\varepsilon\}$ ó $\sigma_i = C_{ij}\,\varepsilon_j$ $i, j = 1,2,3,4,5,6$ (Ec. 2.1.3)

y la siguiente relación matricial :

Tabla 2.1.3 Ley de Hooke generalizada en términos de rigidez
Existen 21 constantes elásticas independientes

	ε_1	ε_2	ε_3	ε_4	ε_5	ε_6
σ_1	C_{11}	C_{12}	C_{13}	C_{14}	C_{15}	C_{16}
σ_2	C_{21}	C_{22}	C_{23}	C_{24}	C_{25}	C_{26}
σ_3	C_{31}	C_{32}	C_{33}	C_{34}	C_{35}	C_{36}
σ_4	C_{41}	C_{42}	C_{43}	C_{44}	C_{45}	C_{46}
σ_5	C_{51}	C_{52}	C_{53}	C_{54}	C_{55}	C_{56}
σ_6	C_{61}	C_{62}	C_{63}	C_{64}	C_{65}	C_{66}

Esta es la ley más general para un material anisótropo linealmente elástico. Se requieren 36 componentes o constantes para definir completamente este material, que no presenta simetría alguna, y el cual se denomina triclínico. Sin embargo, por consideraciones energéticas, la matriz de rigidez es simétrica:

$C_{ij} = C_{ji}$ (Ec. 2.1.4)

Por simetría de las relaciones recíprocas, sólo 21 de las 36 constantes son independientes.

2.1.1.3.2 Simetría monoclínica

Si existe algún tipo de simetría en el material, el número de constantes disminuirá. Por ejemplo, si el plano 1-2 ó z=0 es un plano de simetría, todas las constantes asociadas con el eje 3 ó *z* positivo deben ser las mismas que aquellas asociadas con el eje 3 ó *z* negativo. Las componentes de deformación de cortadura ε_4 y ε_5, o ε_{yz} y ε_{xz} en notaciones abreviadas y no abreviadas respectivamente, están acopladas únicamente con las componentes de tensión de cortadura σ_4 y σ_5. La ley de Hooke representada en la tabla 2.1.3 puede

simplificarse para materiales con simetría monoclínica, es decir, con simetría respecto al plano z=0, como sigue:

Tabla 2.1.4 Matriz de rigidez de un material monoclínico (z = 0)
Existen 13 constantes elásticas independientes

	ε_1	ε_2	ε_3	ε_4	ε_5	ε_6
σ_1	C_{11}	C_{12}	C_{13}	0	0	C_{16}
σ_2	C_{21}	C_{22}	C_{23}	0	0	C_{26}
σ_3	C_{31}	C_{32}	C_{33}	0	0	C_{36}
σ_4	0	0	0	C_{44}	C_{45}	0
σ_5	0	0	0	C_{54}	C_{55}	0
σ_6	C_{61}	C_{62}	C_{63}	0	0	C_{66}

En este sistema de coordenadas, existen 20 constantes, de las cuales 13 son independientes. Si el sistema de coordenadas cambia por ejemplo a un plano arbitrario, el número de constantes se eleva a 36 pero el número de constantes independientes sigue siendo 13, correspondiendo al caso de un material monoclínico, independientemente del sistema de coordenadas escogido.

2.1.1.3.3 Simetría ortótropa

Conforme aumenta el nivel de simetría del material, el número de constantes independientes disminuye. Un material se denomina ortótropo cuando existe simetría en tres planos ortogonales. El número de constantes independientes es en este caso, 9. Si los planos de simetría coinciden con el sistema de coordenadas de referencia, el número de componentes distintas de cero es 12, como se muestra en la tabla 2.1.5.

Tabla 2.1.5 Matriz de rigidez de un material ortótropo.
Existen 9 constantes elásticas independientes

	ε_1	ε_2	ε_3	ε_4	ε_5	ε_6
σ_1	C_{11}	C_{12}	C_{13}	0	0	0
σ_2	C_{21}	C_{22}	C_{23}	0	0	0
σ_3	C_{31}	C_{32}	C_{33}	0	0	0
σ_4	0	0	0	C_{44}	0	0
σ_5	0	0	0	0	C_{55}	0
σ_6	0	0	0	0	0	C_{66}

Si los planos de simetría no coinciden con los de referencia, el número de constantes distintas de cero,

serán las representadas en la tabla 2.1.3. Si uno de los planos de simetría es perpendicular al eje de coordenadas 3 ó *z*, el número de constantes distintas de cero serán las representadas en la tabla 2.1.4. El número de constantes independientes para un material ortotropo es 9, sea cual sea el sistema de coordenadas de trabajo.

2.1.1.3.4 Simetría transversalmente isótropa

El siguiente nivel de simetría del material corresponde al caso de material transversalmente isótropo, el cual tiene 5 constantes independientes. Si el plano de isotropía coincide con uno de los planos del sistema de coordenadas, las componentes distintas de cero son 12, como se muestra en la tabla 2.1.6.

Tabla 2.1.6 Matriz de rigidez de un material transversalmente isótropo (x = constante)

	ε_1	ε_2	ε_3	ε_4	ε_5	ε_6
σ_1	C_{11}	C_{12}	C_{12}	0	0	0
σ_2	C_{21}	C_{22}	C_{23}	0	0	0
σ_3	C_{21}	C_{32}	C_{22}	0	0	0
σ_4	0	0	0	$(C_{22}-C_{23})/2$	0	0
σ_5	0	0	0	0	C_{66}	0
σ_6	0	0	0	0	0	C_{66}

Si los planos de simetría no coinciden con los del sistema de coordenadas, las componentes distintas de cero coincidirán con las representadas en la tabla 2.1.3. Si uno de los planos de simetría coincide con el eje de coordenadas 3 o *z*, las componentes distintas de cero serán las mostradas en la tabla 2.1.4. El número de constantes independientes es 5 para un material transversalmente isótropo, independientemente del sistema de coordenadas.

Este tipo de material es importante, ya que se usa con frecuencia para describir las constantes elásticas de fibras anisótropas y materiales compuestos unidireccionales. El plano de simetría es en ambos casos normal a la dirección de la fibra.

La isotropía transversal del material permite plantear cuatro relaciones que reducen el número de constantes independientes de 9 a 5:

$$C_{22} = C_{33}, \qquad C_{13} = C_{12}$$

$$C_{55} = C_{66}, \qquad C_{44} = \frac{C_{22} - C_{23}}{2} \qquad \text{(Ec. 2.1.5)}$$

Como el plano 2-3 ó y-*z* es isótropo, se deduce que el subíndice 2 coincide con el 3, y el subíndice 4 con el 5 en la notación abreviada. La última de las ecuaciones 2.1.5 se obtiene de la equivalencia entre cortadura pura y la tracción y compresión combinadas aplicadas a 45 grados.

2.1.1.3.5 Simetría isótropa

Si el material es totalmente isótropo, el número de constantes independientes disminuye de 5 a 2 según las tres ecuaciones siguientes:

$$C_{11} = C_{22} = C_{33}$$
$$C_{12} = C_{23} = C_{31}$$
$$C_{44} = C_{55} = C_{66} = \frac{C_{11} - C_{12}}{2} \qquad \text{(Ec. 2.1.6)}$$

La matriz de rigidez se representa en la tabla 2.1.7. Al igual que en las tablas 2.1.5 y 2.1.6 existen 12 constantes distintas de cero. Este es aparentemente el número mínimo de constantes distintas de cero, considerando todas las simetrías del material.

Tabla 2.1.7 Matriz de rigidez de un material isótropo

	ε_1	ε_2	ε_3	ε_4	ε_5	ε_6
σ_1	C_{11}	C_{12}	C_{12}	0	0	0
σ_2	C_{21}	C_{11}	C_{12}	0	0	0
σ_3	C_{21}	C_{21}	C_{11}	0	0	0
σ_4	0	0	0	$(C_{11}-C_{12})/2$	0	0
σ_5	0	0	0	0	$(C_{11}-C_{12})/2$	0
σ_6	0	0	0	0	0	$(C_{11}-C_{12})/2$

En los párrafos anteriores se ha visto que las componentes de la matriz de rigidez son función de las simetrías del material. Las componentes de la matriz de flexibilidad siguen el mismo modelo de número de componentes independientes y distintas de cero. Tienen la misma representación que las componentes de la matriz de rigidez reflejadas en las tablas 2.1.3 a 2.1.7. Simplemente debe sustituirse C_{ij} por S_{ij}.

Unicamente hay una diferencia; la equivalencia de cortadura pura y la tracción y compresión combinada aplicadas a 45 grados de orientación, conducen a la siguiente relación, para las componentes de la matriz de flexibilidad:

$$S_{44} = 2(S_{22} - S_{23})$$
$$S_{55} = 2(S_{33} - S_{31}) \qquad \text{(Ec. 2.1.7)}$$
$$S_{66} = 2(S_{11} - S_{12})$$

En términos de constantes ingenieriles, la equivalencia se puede expresar como:

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \qquad \text{(Ec. 2.1.8)}$$

donde G, E y ν son el módulo de cortadura, el módulo de Young y el coeficiente de Poisson respectivamente.

En la tabla 2.1.8 se representa la matriz de flexibilidad de un material isótropo. Se debe observar que las variables que encabezan filas y columnas están intercambiadas con las de la tabla 2.1.7. La ecuación 2.1.7 puede simplificarse para un material isótropo:

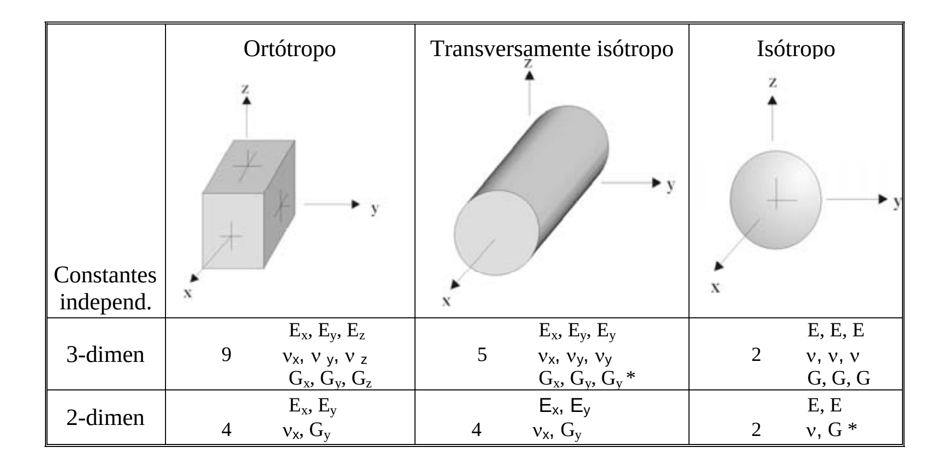
$$S_{44} = S_{55} = S_{66} = 2(S_{11} - S_{12}) \qquad \text{(Ec. 2.1.9)}$$

Tabla 2.1.8 Matriz de flexibilidad de un material isótropo

	σ_1	σ_2	σ_3	σ_4	σ_5	σ_6
ε_1	S_{11}	S_{12}	S_{12}	0	0	0
ε_2	S_{21}	S_{11}	S_{12}	0	0	0
ε_3	S_{21}	S_{21}	S_{11}	0	0	0
ε_4	0	0	0	$2(S_{11}-S_{12})$	0	0
ε_5	0	0	0	0	$2(S_{11}-S_{12})$	0
ε_6	0	0	0	0	0	$2(S_{11}-S_{12})$

2.1.1.3.6 Resumen de simetrías de materiales

A continuación se presenta un resumen de la ley de Hooke (figura 2.1.3). La expresión 'orientado' se refiere a la simetría respecto a los ejes coordenados. La expresión 'no orientado' se refiere a la rotación respecto a uno de los ejes coordenados y 'general', rotación respecto a cualquier eje.



Constantes independ.	Ortótropo		Transversamente isótropo		Isótropo	
3-dimen	9	E_x, E_y, E_z ν_x, ν_y, ν_z G_x, G_y, G_z	5	E_x, E_y, E_y ν_x, ν_y, ν_y G_x, G_y, G_y *	2	E, E, E ν, ν, ν G, G, G
2-dimen	4	E_x, E_y ν_x, G_y	4	E_x, E_y ν_x, G_y	2	E, E ν, G *

* G_y y G no son independientes : $G_y = \frac{E_y}{2(1+\nu_y)}$ y $G = \frac{E}{2(1+\nu)}$

Figura 2.1.3 Resumen de simetrías de materiales en 3 dimensiones

El comportamiento de un material anisótropo no depende tanto del número de constantes independientes como de las componentes distintas de cero. Por ejemplo, un material ortótropo orientado y uno transversalmente isótropo orientado se comportan cualitativamente igual que un material isótropo. Los tres tienen 12 componentes distintas de cero y presentan geométricamente la misma forma, como se muestra en las tablas 2.1.5 , 2.1.6 y 2.1.7. Para estos materiales las componentes normales y de cortadura de tensión y deformación están desacopladas. Cuando un material ortótropo o transversalmente isótropo rota a partir de sus ejes de simetría sobre el eje 3 ó *z*, se obtienen 20 componentes distintas de cero. En este caso, se presenta acoplamiento de cortadura y el material se comporta como un material monoclínico con simetría respecto a sus ejes coordenados. Si un material ortótropo o transversalmente isótropo rota en torno a un eje no coincidente con ninguno de los tres ejes de referencia, las componentes distintas de cero son en este caso 36, comportándose como un material triclínico como se muestra en la tabla 2.1.3.

En la figura 2.1.4 se muestra gráficamente la naturaleza de las tres simetrías de materiales más comunes.

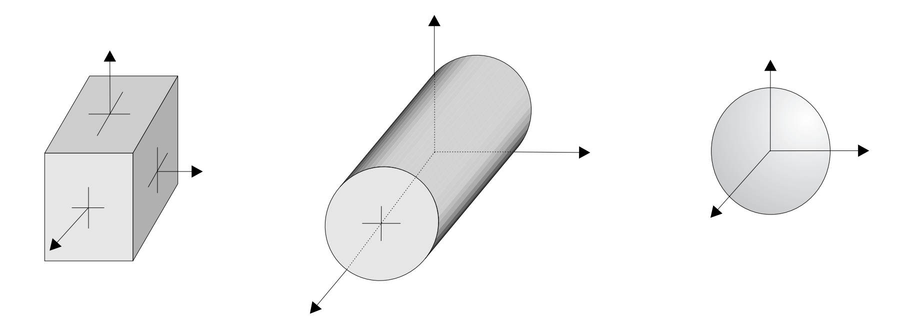


Figura 2.1.4 Representación gráfica de las tres simetrías de materiales

2.1.1.4 Constantes ingenieriles

Las definiciones de los módulos de Young para un material anisótropo son las siguientes:

$$E_1 = \frac{1}{S_{11}}, \qquad E_2 = \frac{1}{S_{22}}, \qquad E_3 = \frac{1}{S_{33}} \qquad \text{(Ec. 2.1.10)}$$

Ahora bien la definición de los módulos de cortadura es arbitraria . Vamos a mostrar dos definiciones usando uno o dos subíndices:

$$E_4 = G_{23} = \frac{1}{S_{44}}, \qquad E_5 = G_{31} = \frac{1}{S_{55}} \qquad \text{(Ec. 2.1.11)}$$

$$E_6 = G_{12} = \frac{1}{S_{66}}$$

Preferimos la definición de un subíndice simple porque es consistente con la formulación de la notación abreviada.

Las definiciones de los coeficientes de acoplamiento de Poisson y de cortadura están menos estandarizadas y resultan conflictivas. Mostraremos en las tablas 2.1.9 y 2.1.10 dos definiciones para un material monoclínico. Los materiales de tipo ortótropo y transversalmente isótropo rotados respecto a uno de los ejes de referencia presentan el mismo número de constantes distintas de cero que el material monoclínico.

En la tabla 2.1.9, cada columna está normalizada, al ser dividida por la correspondiente constante ingenieril. Se prefiere esta definición porque la interpretación de ensayos de laboratorio, como el ensayo uniaxial, puede realizarse fácilmente. Otros autores usan la normalización por filas, como se muestra en la tabla 2.1.10. Se ha seguido el criterio aceptado de que el primer subíndice corresponde a la fila y el segundo a la columna.

Tabla 2.1.9 Normalización por columnas para un material monoclínico

$$\begin{bmatrix}\varepsilon_1\\ \varepsilon_2\\ \varepsilon_3\\ \varepsilon_4\\ \varepsilon_5\\ \varepsilon_6\end{bmatrix}=\begin{bmatrix} 1/E_1 & -\nu_{12}/E_2 & -\nu_{13}/E_3 & 0 & 0 & \nu_{16}/E_6\\ -\nu_{21}/E_1 & 1/E_2 & -\nu_{23}/E_3 & 0 & 0 & \nu_{26}/E_6\\ -\nu_{31}/E_1 & -\nu_{32}/E_2 & 1/E_3 & 0 & 0 & \nu_{36}/E_6\\ 0 & 0 & 0 & 1/E_4 & \nu_{45}/E_5 & 0\\ 0 & 0 & 0 & \nu_{54}/E_4 & 1/E_5 & 0\\ \nu_{61}/E_1 & \nu_{62}/E_2 & \nu_{63}/E_3 & 0 & 0 & 1/E_6\end{bmatrix}\begin{bmatrix}\sigma_1\\ \sigma_2\\ \sigma_3\\ \sigma_4\\ \sigma_5\\ \sigma_6\end{bmatrix}$$

La definición de los coeficientes de acoplamiento n_{ij} depende de cómo se ha realizado la normalización. En la tabla 2.1.9 cada columna está normalizada por el mismo módulo de Young o módulo de cortadura. Para el caso de que E_1 sea mayor que E_2:

ν_{21} = coeficiente de Poisson longitudinal o mayor. (Ec. 2.1.12)

= el mayor de los coeficientes de Poisson.

$$= -\frac{S_{12}}{S_{11}}$$

ν_{12} = coeficiente de Poisson transversal o menor. (Ec. 2.1.13)

= el menor de los coeficientes de Poisson.

$$= \frac{\nu_{21}E_2}{E_1}$$

$$= -\frac{S_{12}}{S_{22}}$$

Tabla 2.1.10 Normalización por filas para un material monoclínico

$$\begin{bmatrix}\varepsilon_1\\ \varepsilon_2\\ \varepsilon_3\\ \varepsilon_4\\ \varepsilon_5\\ \varepsilon_6\end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1/E_1 & -\nu_{12}/E_1 & -\nu_{13}/E_1 & 0 & 0 & \nu_{16}/E_1 \\ -\nu_{21}/E_2 & 1/E_2 & -\nu_{23}/E_2 & 0 & 0 & \nu_{26}/E_2 \\ -\nu_{31}/E_3 & -\nu_{32}/E_3 & 1/E_3 & 0 & 0 & \nu_{36}/E_3 \\ 0 & 0 & 0 & 1/E_4 & \nu_{45}/E_4 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \nu_{54}/E_5 & 1/E_5 & 0 \\ \nu_{61}/E_6 & \nu_{62}/E_6 & \nu_{63}/E_6 & 0 & 0 & 1/E_6 \end{bmatrix} \begin{bmatrix}\sigma_1\\ \sigma_2\\ \sigma_3\\ \sigma_4\\ \sigma_5\\ \sigma_6\end{bmatrix}$$

En la tabla 2.1.10 cada fila está normalizada por el mismo módulo de Young o módulo de cortadura; así pues, las definiciones para los coeficientes de acoplamiento están cambiadas respecto a las representadas en las ecuaciones 2.1.12 y 2.1.13; si se supone E_1 mayor que E_2.

$$\nu_{12} = \text{coeficiente de Poisson mayor.} \qquad \text{(Ec. 2.1.14)}$$

$$= -\frac{S_{12}}{S_{22}}$$

$$\nu_{21} = \text{coeficiente de Poisson menor.} \qquad \text{(Ec. 2.1.15)}$$

$$= \frac{\nu_{12}E_2}{E_1}$$

$$= \frac{S_{12}}{S_{11}}$$

Como se indicaba anteriormente, no se recomienda la normalización por filas de los coeficientes de acoplamiento, tal como se mostraba en la tabla 2.1.10. Muchos autores eligen esta normalización por filas, a pesar de ser menos racional y consistente que la realizada por columnas.

2.1.1.5 Matriz de rigidez en función de las constantes ingenieriles

Las expresiones de C_{ij} en función de las constantes ingenieriles vistas en la última sección son complejas debido a la inversión de la matriz de flexibilidad. Estas expresiones para materiales con simetría ortótropa, transversalmente isótropa pueden encontrarse en el informe (AFML-TR-66-149, Parte II) del Laboratorio de Materiales de las Fuerzas Aéreas U.S.A.: *Mechanics of Composite Materials*, por Stephen W. Tsai. Por ejemplo, para un material ortótropo como el representado en la tabla 2.1.5, la matriz de rigidez toma la siguiente forma:

$$C_{11} = (1 - \nu_{23}\nu_{32})VE_1$$
$$C_{22} = (1 - \nu_{31}\nu_{13})VE_2$$
$$C_{33} = (1 - \nu_{21}\nu_{12})VE_3 \qquad \text{(Ec. 2.1.16)}$$
$$C_{12} = (\nu_{12} + \nu_{13}\nu_{32})VE_1 = (\nu_{21} + \nu_{23}\nu_{31})VE_2$$
$$C_{13} = (\nu_{13} + \nu_{12}\nu_{23})VE_1 = (\nu_{31} + \nu_{32}\nu_{21})VE_3$$
$$C_{23} = (\nu_{23} + \nu_{21}\nu_{13})VE_2 = (\nu_{32} + \nu_{31}\nu_{12})VE_3$$
$$C_{44} = G_{23},$$
$$C_{55} = G_{31}, \qquad C_{66} = G_{12} = E_6$$

Donde:

$$V = \frac{1}{1-\nu_{12}\nu_{21} - \nu_{32}\nu_{23} - \nu_{13}\nu_{31} - 2\nu_{21}\nu_{13}\nu_{32}}$$

Todas las constantes ingenieriles están definidas en la tabla 2.1.9. Un material transversalmente isótropo, como el representado en la tabla 2.1.6, está caracterizado por:

$$C_{11} = (1-\nu_{23}^2)VE_1, \qquad C_{22} = C_{33} = (1-\nu_{21}\nu_{12})VE_2$$

(Ec. 2.1.17)

$$C_{23} = (\nu_{23} + \nu_{21}\nu_{12})VE_2$$
$$C_{44} = \frac{(1-\nu_{23} - 2\nu_{21}\nu_{12})VE_2}{2}, C_{55} = C_{66} = G_{12} = E_6$$

Donde:

$$V = \frac{1}{(1+\nu_{23})(1-\nu_{23} - 2\nu_{21}\nu_{12})}$$

Para un material isótropo la ecuación 2.1.17 puede simplificarse, quedando:

$$C_{11} = C_{22} = C_{33} = (1-\nu)\,VE$$
$$C_{12} = C_{13} = C_{23} = \nu\ VE$$
$$C_{44} = C_{55} = C_{66} = G = \frac{E}{2(1+\nu)} \qquad \text{(Ec. 2.1.18)}$$

Donde:

$$V = \frac{1}{(1+\nu)(1-2\nu)}$$

Estas relaciones son relativamente sencillas porque no existen coeficientes de acoplamiento en la matriz representada en la tabla 2.1.6. Para un material monoclínico como el representado en la tabla 2.1.4, es prácticamente imposible utilizar expresiones tan sencillas debido a la existencia de términos de acoplamiento de cortadura, como C_{16}. La inversión de esta matriz, representada en la tabla 2.1.4, genera expresiones complejas.

En términos de notación, se van a utilizar los siguientes caracteres:

Tabla 2.1.11 Notación de matrices de rigidez y flexibilidad para 2 y 3 dimensiones

Dimensiones	3D	2D (tensión plana)	2D (deformación plana)
Rigidez	C_{ij}	C_{ij}	C_{ij}
Flexibilidad	S_{ij}	S_{ij}	R_{ij}

Ejemplo 2.1.1 Sea una lámina unidireccional de vidrio E y resina de poliéster. Su referencia es UNI-E-500. El porcentaje en volumen de fibra es del 51.85 %. Mediante ensayos de laboratorio, se han medido las nueve constantes ingenieriles:

E_1= 39.296 GPa G_{12}= 4.260 GPa ν_{12}= 0.3222

E_2= 10.289 GPa G_{13}= 4.260 GPa ν_{13}= 0.3222

E_3= 10.289 GPa G_{23}= 3.429 GPa ν_{23}= 0.5

De acuerdo con la Ecuación 2.1.17, V toma el siguiente valor :

V = 1 / (1 + 0.5) (1 - 0.5 - 2 * 0.3222 * 0.0843) = 1.4958

ya que ν_{21} = ν_{12} * E2 / E1 = 0.3222 * 10289 / 39296 = 0.0843

y las componentes de la matriz de rigidez toman los siguientes valores: (Ecuación 2.1.17)

C_{11}= (1 - 0.52) * 1.4958 * 39296 = 44.084 GPa

C_{22} = C_{33} = (1 - 0.3222 * 0.0843) * 1.4958 * 10289 = 14.972 GPa

C_{12} = C_{13} = 0.3222 * (1 + 0.5) * 1.4958 * 39296 = 28.407 GPa

C_{23} = (0.5 + 0.3222 * 0.0843) * 1.4958 * 10289 = 8.113 GPa

C_{44} = (1 - 0.5 - 2 * 0.3222 * 0.0843) * 1.4958 * 10289) / 2 = 3.429 GPa

C_{55} = C_{66}=4.260 GPa

En forma matricial:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 44.084 & 28.047 & 28.047 & 0 & 0 & 0 \\ 28.047 & 14.972 & 8.113 & 0 & 0 & 0 \\ 28.047 & 8.113 & 14.972 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 3.429 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 4.260 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 4.260 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix}$$

2.1.2 CONCEPTO DE LÁMINA

2.1.2.1 Introducción

En estructuras construidas en materiales compuestos, la lámina constituye la unidad básica del laminado.

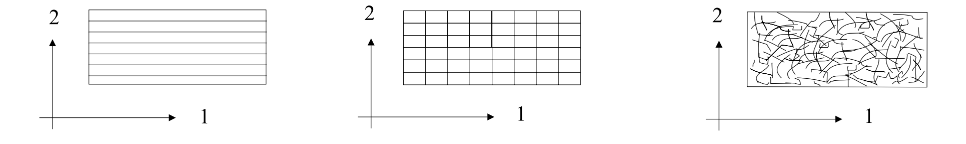


Figura 2.1.5 Tipos de láminas

Los tres tipos de láminas más frecuentes son:

a) Lámina unidireccional. Todas las fibras están orientadas en una única dirección. Se considera que en este tipo de lámina existe isotropía transversal (mismas propiedades en todas las direcciones en un plano perpendicular al de las fibras).

b) Lámina tipo tejido. Todas las fibras están orientadas en dos direcciones perpendiculares entre sí. La urdimbre (fibras longitudinales) esta entrelazada con la trama (fibras transversales). El 50 % de las fibras puede estar orientada en cada dirección (tejido equilibrado) o puede haber más fibras en una dirección que en la otra (tejido no equilibrado). Se considera que existe ortotropía en este tipo de lámina.

c) Lámina tipo mat. Está compuesta por fibras cortadas aleatoriamente orientadas. Se considera que existe isotropía (mismas propiedades en todas las direcciones) en el plano de la lámina.

2.1.2.2 Obtención de las características elásticas de la lámina

Para llevar a cabo el cálculo de una estructura construida en materiales compuestos se requiere una caracterización del material a utilizar siguiendo la normativa correspondiente. Ésta es la única manera de conocer con precisión el comportamiento de estos materiales y, por consiguiente, la única forma de calcular de manera rigurosa una estructura realizada con este tipo de materiales.

Con objeto de estimar a priori las características mecánicas de rigidez de un determinado material compuesto, se pueden utilizar las fórmulas micromecánicas que se citan a continuación.

Para láminas unidireccionales, se considera que el material es transversamente isótropo.

$$E_1 = V_f E_f + (1 - V_f) E_m \qquad \text{(Ec. 2.1.19)}$$

$$E_2 = \frac{\dfrac{E_m}{\left(1-\nu_m^2\right)\cdot\left(1+0.85V_f^2\right)}}{\left(1-V_f\right)^{1.25} + \dfrac{\frac{E_m}{E_f}V_f}{1-\nu_m^2}} \qquad \text{(Ec. 2.1.20)}$$

$$G_{12} = \frac{G_m\left(1+0.6V_f^{0.5}\right)}{\left(1-V_f\right)^{1.25} + \dfrac{V_f}{\left(1-\nu_m^2\right)}} \qquad \text{(Ec. 2.1.21)}$$

$$\nu_{12} = V_f \nu_f + (1 - V_f)\nu_m \qquad \text{(Ec. 1.1.22)}$$

Para un tejido equilibrado, se considera que el módulo longitudinal en la dirección *1* coincide con el módulo longitudinal en la dirección *2:*

$$E_1 = E_2 = V_f \ (E_f\, 1/2 + E_m\, 3/2) + E_m \qquad \text{(Ec. 2.1.23)}$$

$$G_{12} = \frac{E_m}{\left(4V_{f+1}\right)/3} \qquad \text{(Ec. 2.1.24)}$$

$$\nu_{12} = \ = G_{12} / E_1 \qquad \text{(Ec. 2.1.25)}$$

Para un tejido no equilibrado, se utilizan las siguientes expresiones para las direcciones longitudinal (urdimbre) y transversal (trama) :

$$E_{ur} = \frac{C_e.E_L + (1 - C_e).E_T}{\lambda} \qquad \text{(Ec. 2.1.26)}$$

$$E_{tr} = \frac{C_e.E_T + (1 - C_e).E_T}{\lambda} \quad \text{(Ec. 2.1.26)}$$

$$\nu_{ur} = \frac{\nu LT}{\left[C_e + (1 - C_e)\cdot\frac{E_L}{E_T}\right]}$$

$$G_{ur} = G_{LT}$$

Con: $\lambda = 1 - \nu_{LT} \cdot \nu_{TL}$

$C_e = (N_f\ T)_{urdimbre} / ((N_f\ T)_{urdimbre} + (N_f\ T)_{trama})$

siendo N_f el número de hilos por centímetro y T, el título del hilo en Tex.

Para láminas tipo mat, se considera que el material es isótropo, es decir, presenta las mismas propiedades en todas las direcciones. Los valores aproximados de sus constantes elásticas son los siguientes:

$E_1 = E_2 = V_f\ (E_f\ 16/45 + E_m\ 2) + E_m\ 8/9$ (Ec. 2.1.27)

$G_{12} = V_f\ (E_f\ 2/15 + E_m\ 3/4) + E_m\ 1/3$ (Ec. 2.1.28)

$\nu_{12} = 1/3$ (Ec. 2.1.29)

2.1.2.3 Matrices de rigidez y flexibilidad de una lámina trabajando en tensión plana

En el apartado anterior se ha explicado como obtener las constantes ingenieriles E_1, E_2, G_{12} y ν_{12}. A partir de las constantes ingenieriles, se obtendrá la matriz de flexibilidad e invirtiendo ésta, la matriz de rigidez [6] [7]. A continuación se va a describir la formulación de cada una de estas matrices y cómo están relacionadas con las constantes ingenieriles citadas.

La relación matricial deformación-tensión de una lámina ortótropa en un espacio tridimensional está representada por la siguiente expresión:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{pmatrix} \quad \text{(Ec. 2.1.30)}$$

donde las componentes de tensión actuantes en un punto de un laminado se pueden ver en la figura siguiente:

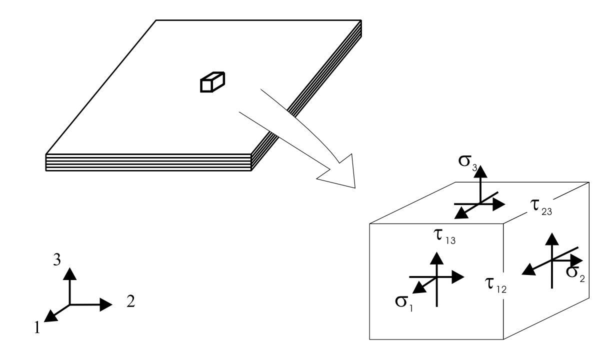


Figura 2.1.6 Representación de las componentes del tensor de tensiones en un material laminado

Para un estado de tensión plana:

$$\varepsilon_3 = S_{13} * \sigma_1 + S_{23} * \sigma_2 \qquad \text{(Ec. 2.1.31)}$$

$$\varepsilon_4 = \varepsilon_5 = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.32)}$$

$$\sigma_3 = \sigma_4 = \sigma_5 = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.33)}$$

La matriz de rigidez [C], vista en el capítulo anterior, que relaciona el vector completo de tensiones (6 componentes) con el vector completo de deformaciones (6 componentes) y la matriz [Q], que relaciona el vector de tensiones en el plano (3 componentes) con el vector de deformaciones en el plano (3 componentes) están relacionadas mediante las siguientes expresiones:

$$Q_{11} = \frac{C_{11} - C_{13}^2}{C_{33}} \qquad \text{(Ec. 2.1.34)}$$

$$Q_{12} = Q_{21} = \frac{C_{12} - C_{13}C_{23}}{C_{33}} \qquad \text{(Ec. 2.1.35)}$$

$$Q_{22} = \frac{C_{22} - C_{23}^2}{C_{33}} \qquad \text{(Ec. 2.1.36)}$$

$$Q_{66} = C_{66} \qquad \text{(Ec. 2.1.37)}$$

La ecuación tensión-deformación en términos de flexibilidad toma la siguiente expresión

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ S_{12} & S_{22} & 0 \\ 0 & 0 & S66 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad \text{(Ec. 2.1.38)}$$

donde la matriz de flexibilidad está relacionada con las constantes ingenieriles según las expresiones siguientes:

$$S_{11} = \frac{1}{E_1}, \quad S_{12} = \frac{-\nu_{12}}{E_1} = \frac{-\nu_{21}}{E_2} \quad \text{(Ec. 2.1.39)}$$

$$S_{22} = \frac{1}{E_2}, \quad S_{12} = \frac{\nu_{12}}{E_1} = \frac{\nu_{21}}{E_2} \quad \text{(Ec. 2.1.40)}$$

La ecuación tensión-deformación en términos de rigidez toma la siguiente expresión:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & 0 \\ 0 & 0 & Q66 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} \quad \text{(Ec. 2.1.41)}$$

Donde la matriz de rigidez toma los siguientes valores:

$$Q_{11} = \frac{E_1}{(1-\nu_{12}\nu_{21})} \quad \text{(Ec. 2.1.42)}$$

$$Q_{12} = \frac{\nu_{12}E_2}{(1-\nu_{12}\nu_{21})} - \frac{\nu_{21}E_1}{(1-\nu_{12}\nu_{21})} \quad \text{(Ec. 2.1.43)}$$

$$Q_{22} = \frac{E_2}{(1-\nu_{12}\nu_{21})} \quad \text{(Ec. 2.1.44)}$$

$$Q_{66} = G_{12} \quad \text{(Ec. 2.1.45)}$$

Ejemplo 2.1.2 Calcular las matrices de rigidez y de flexibilidad de una lámina unidireccional de fibra de vidrio R y resina de epoxi con un 80% en peso (65.31 % en volumen)

La caracterización experimental del material indica los siguientes valores:

E_1= 57.100 GPa E_2= 15.067 GPa ν_{12}= 0.3020 G_{12}= 5.032GPa (Ec. 2.1.46)

Primero se calcula ν_{21}:

$$\nu_{21} = \nu_{12} \frac{E_2}{E_1} = 0.3020 \frac{15.067}{57.100} = 0.0797 \quad \text{(Ec. 2.1.47)}$$

Se determinan las componentes de la matriz de rigidez:

$$Q_{11} = \frac{57.100}{(1 - 0.3020 * 0.0797)} = 58.508\text{GPa}$$

$$Q_{22} = \frac{15.067}{(1 - 0.3020 * 0.0797)} = 15.439\text{GPa}$$

$$Q_{66} = 5.032\,\text{GPa} \quad \text{(Ec. 2.1.48)}$$

$$Q = \begin{bmatrix} 58.508 & 4.662 & 0 \\ 4.662 & 15.439 & 0 \\ 0 & 0 & 5.032 \end{bmatrix} \quad \text{(Ec. 2.1.49)}$$

Invirtiendo la matriz de rigidez, se obtiene la matriz de flexibilidad:

$$S = \begin{bmatrix} 0.0175 & -0.0053 & 0 \\ -0.0053 & 0.0665 & 0 \\ 0 & 0 & 0.1987 \end{bmatrix} \quad \text{(Ec. 2.1.50)}$$

Por definición de constantes ingenieriles, se cumple:

$$E_1 = \frac{1}{S_{11}}, \quad E_2 = \frac{1}{S_{22}}, \quad E_6 = \frac{1}{S_{66}} \quad \text{y} \quad \nu_{12} = -S_{12} * E_1$$

2.1.2.4 Transformación de la matriz de rigidez de tensión plana

Una lámina de un material compuesto presenta espesores muy bajos (0.1 mm a 1.5 mm). Por lo tanto, en la práctica totalidad de los casos de estructuras de materiales compuestos, la lámina está integrada dentro de un laminado. Como se explicará posteriormente, las láminas dentro del laminado, están orientadas formando un determinado ángulo respecto a las direcciones principales del laminado. Por lo tanto, es necesario conocer como se transforma la matriz de rigidez de tensión plana de una lámina orientada un ángulo θ respecto a las direcciones principales del laminado.

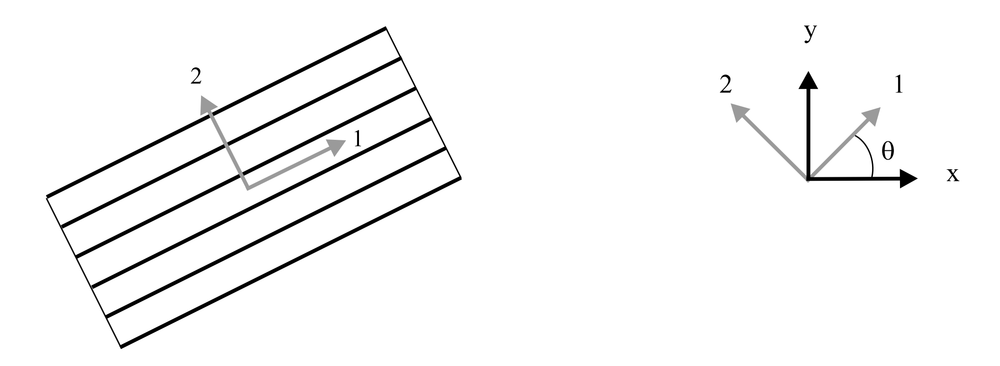


Figura 2.1.7 Representación de los ejes 1,2 y 1´,2´

Las tensiones y las deformaciones en los ejes principales 1 y 2 (subíndices 1,2,12) están relacionadas con las tensiones y deformaciones en los ejes *x*,*y* (subíndices x,y,xy) mediante las siguientes expresiones matriciales:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = [T] \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} \quad \text{(Ec. 2.1.52)}$$

En términos de deformación real:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12}/2 \end{bmatrix} = [T] \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy}/2 \end{bmatrix} \quad \text{(Ec. 2.1.53)}$$

Siendo [T], la matriz transporte o de cambio de base:

$$[T] = \begin{bmatrix} m^2 & n^2 & 2mn \\ n^2 & m^2 & -2mn \\ -mn & mn & m^2 - n^2 \end{bmatrix} \quad \text{(Ec. 2.1.54)}$$

Con m = cos θ y n = sen θ. (Ec. 2.1.55)

Sin embargo, en términos de deformación ingenieril se establece la siguiente relación:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = [F]^{-1} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} m^2 & n^2 & -mn \\ n^2 & m^2 & mn \\ 2mn & -2mn & m^2 - n^2 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} \quad \text{(Ec. 2.1.56)}$$

Se puede obtener:

$$[T]^{-1} = \begin{bmatrix} m^2 & n^2 & -2mn \\ n^2 & m^2 & 2mn \\ mn & -mn & m^2 - n^2 \end{bmatrix} \quad y \quad [F] = \begin{bmatrix} m^2 & n^2 & mn \\ n^2 & m^2 & -mn \\ -2mn & 2mn & m^2 - n^2 \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.57)}$$

Aplicando la ecuación 2.1.38 y la ecuación 2.1.54 se obtiene la ecuación 2.1.58, donde se relacionan deformaciones y tensiones en coordenadas del laminado, en términos de la matriz de flexibilidad del laminado $[\overline{S}]$:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \overline{S}_{11} & \overline{S}_{12} & \overline{S}_{16} \\ \overline{S}_{12} & \overline{S}_{22} & \overline{S}_{26} \\ \overline{S}_{16} & \overline{S}_{26} & \overline{S}_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.58)}$$

Análogamente, aplicando la ecuación 2.1.41 y la ecuación 2.1.54 se obtiene la ecuación 2.1.59, donde se relacionan tensiones y deformaciones en coordenadas del laminado (x,y), en términos de la matriz de rigidez del laminado $[\overline{Q}]$:

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \overline{Q}_{11} & \overline{Q}_{12} & \overline{Q}_{16} \\ \overline{Q}_{12} & \overline{Q}_{22} & \overline{Q}_{26} \\ Q_{16} & \overline{Q}_{22} & \overline{Q}_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.59)}$$

La matriz de flexibilidad $[\overline{S}]$ en coordenadas del laminado se relaciona con la matriz de flexibilidad $[\overline{S}]$ en coordenadas de la lámina según la siguiente ecuación:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = [F]^{-1} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = [F]^{-1} \cdot [S] \cdot \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = [F]^{-1} \cdot [S] \cdot [T] \cdot \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} \rightarrow [\overline{S}] = [F]^{-1} \cdot [S] \cdot [T] \qquad \text{(Ec. 2.1.60)}$$

Los términos de la matriz de flexibilidad en coordenadas del laminado están relacionados con los de la matriz de flexibilidad en coordenadas de la lámina y el ángulo de transformación (m y n) según las ecuaciones siguientes:

$$\overline{S}_{11} = m^4 S_{11} + m^2 n^2 (2S_{12} + S_{66}) + n^4 S_{22} \qquad \text{(Ec. 2.1.61)}$$

$$\overline{S}_{21} = \overline{S}_{12} = m^2 n^2 (S_{11} + S_{22} - S_{66}) + S_{12}(m^4 + n^4) \qquad \text{(Ec. 2.1.62)}$$

$$\overline{S}_{22} = n^4 S_{11} + m^2 n^2 (2S_{12} + S_{66}) + m^4 S_{22} \qquad \text{(Ec. 2.1.63)}$$

$$\overline{S}_{16} = 2m^3 n (S_{11} - S_{12}) + 2mn^3 (S_{12} - S_{22}) - mn(m^2 - n^2) S_{66} \qquad \text{(Ec. 2.1.64)}$$

$$\overline{S}_{26} = 2mn^3(S_{11} - S_{12}) + 2m^3n(S_{12} - S_{22}) + mn(m^2 - n^2)S_{66} \qquad \text{(Ec. 2.1.65)}$$

$$\overline{S}_{66} = 4m^2n^2(S_{11} - S_{12}) - 4m^2n^2(S_{12} - S_{22}) + (m^2 - n^2)^2 S_{66} \qquad \text{(Ec. 2.1.66)}$$

La matriz de flexibilidad $[\overline{Q}]$ en coordenadas del laminado se relaciona con la matriz de flexibilidad $[\overline{Q}]$ en coordenadas de la lámina según la siguiente ecuación:

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = [T]^{-1} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = [T]^{-1} \cdot [Q] \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = [T]^{-1} \cdot [Q] \cdot [F] \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \rightarrow [\overline{Q}] = [T]^{-1} \cdot [Q] \cdot [F]$$

(Ec. 2.1.67)

Los términos de la matriz de rigidez en coordenadas del laminado están relacionados con los de la matriz de rigidez en coordenadas de la lámina y el ángulo de transformación (m y n) según las ecuaciones siguientes:

$$\overline{Q}_{11} = m^4 Q_{11} + 2m^2n^2(Q_{12} + 2Q_{66}) + n^4 Q_{22} \qquad \text{(Ec. 2.1.68)}$$

$$\overline{Q}_{21} = \overline{Q}_{12} = m^2n^2(Q_{11} + Q_{22} - 4Q_{66}) + (m^4 + n^4)Q_{12} \qquad \text{(Ec. 2.1.69)}$$

$$\overline{Q}_{22} = n^4 Q_{11} + 2m^2n^2(Q_{12} + 2Q_{66}) + m^4 Q_{22} \qquad \text{(Ec. 2.1.70)}$$

$$\overline{Q}_{16} = m^3n(Q_{11} - Q_{12}) + mn^3(Q_{12} - Q_{22}) - 2mn(m^2 - n^2)Q_{66} \qquad \text{(Ec. 2.1.71)}$$

$$\overline{Q}_{26} = mn^3(Q_{11} - Q_{12}) + m^3n(Q_{12} - Q_{22}) + 2mn(m^2 - n^2)Q_{66} \qquad \text{(Ec. 2.1.72)}$$

$$\overline{Q}_{66} = m^2n^2(Q_{11} + Q_{22} - 2Q_{12} - 2Q_{66}) + (m^4 + n^4)Q_{66} \qquad \text{(Ec. 2.1.73)}$$

Ejemplo 2.1.3 Calcular las matrices de rigidez y de flexibilidad de una lámina de tejido de vidrio E y resina de poliéster con un 27.41 % en volumen orientada a 0 y a 30º respecto al eje 1.

La matriz de rigidez de la lámina a 0º es, según las fórmulas (Ec. 2.1.42) a (Ec. 2.1.45):

$$Q\ (0^\circ) = \begin{bmatrix} 14.745 & 2.061 & 0 \\ 2.061 & 13.927 & 0 \\ 0 & 0 & 2.07 \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.74)}$$

La matriz de rigidez de la lámina a 30º es, según las fórmulas (Ec. 2.1.68) a (Ec. 2.1.73):

$$Q\ (30^\circ) = \begin{bmatrix} 11.490 & 5.112 & 1.938 \\ 5.112 & 11.081 & -1.584 \\ 1.938 & -1.584 & 5.121 \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.75)}$$

La matriz de flexibilidad de la lámina a 0º es, según las fórmulas (Ec. 2.1.39) y (Ec. 2.1.40):

$$S\ (0^{o}) = \begin{bmatrix} 69.252 & -10.249 & 0 \\ -10.249 & 73.319 & 0 \\ 0 & 0 & 483.092 \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.76)}$$

La matriz de flexibilidad de la lámina a 30º es, según las fórmulas (Ec. 2.1.61) a (Ec. 2.1.66):

$$S\ (30^{o}) = \begin{bmatrix} 130.273 & -70.253 & -71.048 \\ -70.253 & 132.307 & 67.526 \\ -71.048 & 67.526 & 243.075 \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.77)}$$

2.1.2.5 Relación entre constantes ingenieriles y términos de la matriz rigidez

Los términos de la matriz de rigidez y las constantes ingenieriles asociadas coinciden sólo cuando el ángulo de orientación de la lámina es cero o noventa grados.

Constante ingenieril E_1. Cuando el ángulo de orientación no coincide con ninguno de estos valores, existe un acoplamiento tracción-cortadura, de manera que al traccionar una probeta, esta sufre también una deformación angular que hace disminuir la constante ingenieril E_1. Esta disminución es máxima cuando el ángulo de orientación es 30 grados.

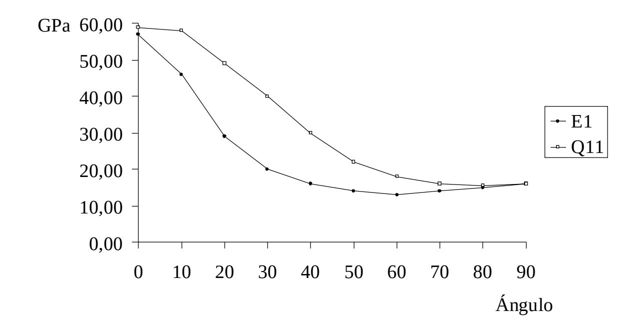


Figura 2.1.8 Relación entre la constante ingenieril E_1 y el término Q_{11} de la matriz de rigidez

Constante ingenieril E_2. Cuando el ángulo de orientación no coincide con ninguno de estos valores (0 o 90 grados), existe un acoplamiento tracción-cortadura, de manera que al traccionar una probeta, esta sufre también una deformación angular que hace disminuir la constante ingenieril E_2. Esta disminución es máxima cuando el ángulo de orientación es 60 grados.

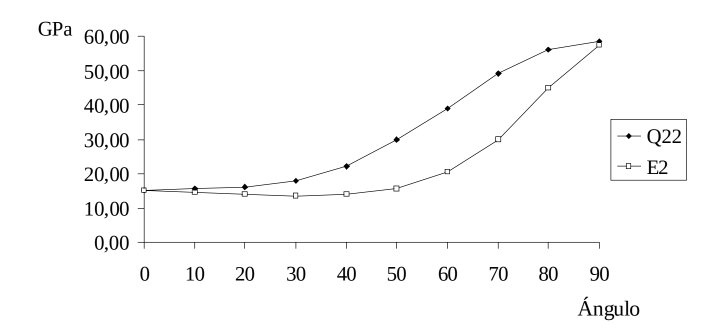


Figura 2.1.9 Relación entre la constante ingenieril E_2 y el término Q_{22} de la matriz de rigidez

Constante ingenieril E_6. Cuando el ángulo de orientación no coincide con ninguno de estos valores (0 o 90 grados), existe un acoplamiento tracción-cortadura, de manera que al traccionar una probeta, esta sufre también una deformación angular que hace disminuir la constante ingenieril E_6. Esta disminución es máxima cuando el ángulo de orientación es 45 grados.

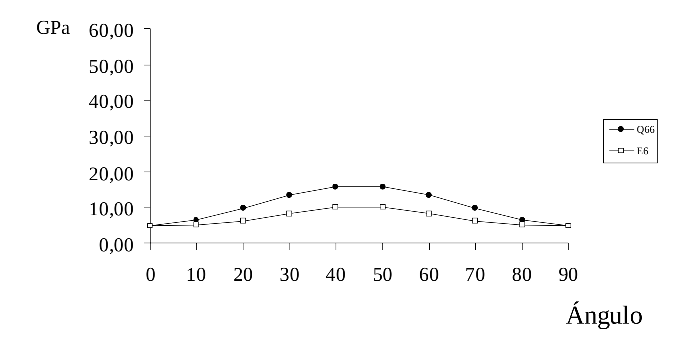


Figura 2.1.10 Relación entre la constante ingenieril E_6 y el término Q_{66} de la matriz de rigidez

2.1.2.6 Transformación multi-ángulo. Concepto de invariante

Se van a introducir las siguientes combinaciones lineales de las componentes de la matriz de rigidez con objeto de expresar sus transformaciones multi-ángulo (tabla 2.1.12). Las funciones multi-ángulo proceden de las siguientes expresiones trigonométricas:

$m^4 = (3+4\cos 2\theta+\cos 4\theta)/8, \quad m^3 n = (2\,\text{sen}2\theta+\text{sen}4\theta)/8$ (Ec. 2.1.78)

$m^2 n^2 = (1-\cos 4\theta)/8, \quad mn^3 = (2\,\text{sen}2\theta-\text{sen}4\theta)/8$ (Ec. 2.1.79)

$n^4 = (3-4\cos 2\theta+\cos 4\theta)/8$ (Ec. 2.1.80)

Tabla 2.1.12 Transformaciones multi-ángulo

$$U_1 = 3/8Q_{xx} + 3/8Q_{yy} + 1/4Q_{xy} + 1/2Q_{ss}$$
$$U_2 = 1/2Q_{xx} - 1/2Q_{yy}$$
$$U_3 = 1/8Q_{xx} + 1/8Q_{yy} - 1/4Q_{xy} - 1/2Q_{ss}$$
$$U_4 = 1/8Q_{xx} + 1/8Q_{yy} + 3/4Q_{xy} - 1/2Q_{ss}$$
$$U_5 = 1/8Q_{xx} + 1/8Q_{yy} - 1/4Q_{xy} + 1/2Q_{ss}$$

Donde: U_1, U_4 y U_5 son invariantes y están relacionados entre sí según:

$$U_1 = U_4 + 2\,U_5 \qquad \text{(Ec. 2.1.81)}$$

Estos invariantes, cuya importancia radica en que son valores que independientes del ángulo de giro de la lámina, son muy útiles a la hora de evaluar la rigidez longitudinal Q_{11}, la rigidez transversal Q_{12} y la rigidez de cortadura en el plano Q_{66} de una lámina cuyo ángulo de orientación es incierto. En este caso, valorar la rigidez longitudinal Q_{11}, como su valor para θ = 0 º es muy optimista. Lo mismo ocurre si se evalúan las rigideces transversal y de cortadura en el plano, Q_{12} y Q_{66} tomando su valor para θ = 45º.

En las figuras 2.1.11, 2.1.12 y 2.1.13, se muestran las relaciones entre Q_{11}, Q_{12} y Q_{66} con sus invariantes correspondientes.

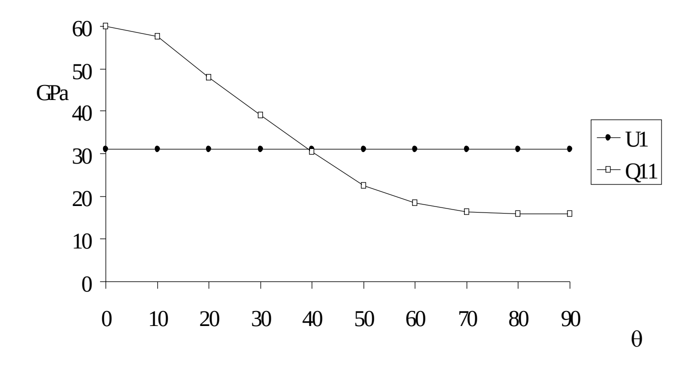


Figura 2.1.11 Relación entre U_1 y Q_{11}.

Considerando la rigidez longitudinal, se aprecia como tomar el valor de la rigidez para θ = 0º es optimista y tomar el valor de la rigidez para θ = 90 º es pesimista. El valor del invariante coincide con el valor de la rigidez longitudinal para θ = 45 º .

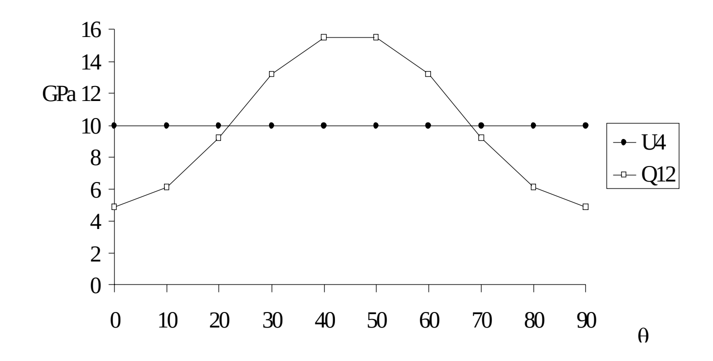


Figura 2.1.12. Relación entre U_4 y Q_{12}.

Considerando la rigidez transversal, se aprecia como tomar el valor de la rigidez para θ = 0º y para θ = 90º es pesimista. Tomar el valor de la rigidez para θ = 45º es optimista. El valor del invariante coincide con el valor de la rigidez transversal para θ = 22.5º y para θ = 67.5º .

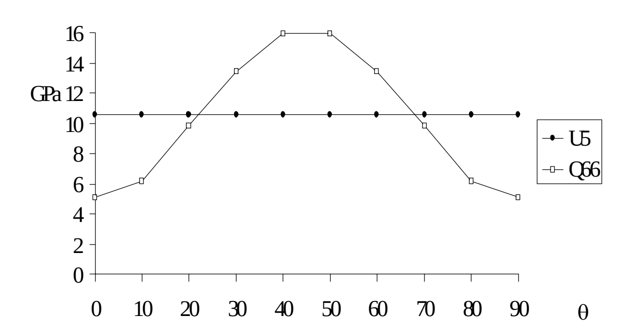


Figura 2.1.13. Relación entre U_5 y Q_{66}.

Considerando la rigidez de cortadura, se aprecia como tomar el valor de la rigidez para θ = 0º y para θ = 90 º es pesimista. Tomar el valor de la rigidez para θ = 45º es optimista. El valor del invariante coincide con el valor de la rigidez transversal para θ = 22.5º y para θ = 67.5º.

Ejemplo 2.1.4 Calcular los invariantes de una lámina unidireccional de fibra de vidrio R y resina de epoxi con un 80 % en peso (65.31 % en volumen).

La matriz de rigidez del laminado cuasi-isótropo de esta configuración es la siguiente:

$$\begin{bmatrix} 31.412 & 10.224 & 0 \\ 10.224 & 31.412 & 0 \\ 0 & 0 & 10.594 \end{bmatrix}$$

Dado que:

$U_1 = Q_{xx} = 31.412$ GPa

$U_2 = Q_{xx} - Q_{yy} = 0$

$U_3 = Q_{xx}/8 + Q_{yy}/8 - Q_{xy}/4 - Q_{ss}/2 = 0$ (Ec. 2.1.82)

$U_4 = Q_{xy} = 10.224$ GPa

$U_5 = Q_{ss} = 10.594$ GPa

2.1.2.7 Deformaciones higrotérmicas de la lámina

En algunos casos, los materiales compuestos están sometidos únicamente a esfuerzos mecánicos. En otros casos, por ejemplo, trabajando con materiales compuestos preimpregnados, el material se somete a un ciclo de presión y de temperatura, enfriándose posteriormente y sufriendo una variación de temperatura y humedad. También, en aplicaciones marinas, aéreas o terrestres en zonas de altura elevada o próximas a zonas marinas, los efectos higrotérmicos pueden ser de gran importancia para conocer los esfuerzos a los que está sometido el material.

En caso de existir esfuerzos mecánicos e higrotérmicos, las deformaciones finales serán la suma de las deformaciones debidas a los esfuerzos mecánicos más las debidas a los cambios de temperatura y humedad:

$$\begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \overline{Q}_{11} & \overline{Q}_{12} & \overline{Q}_{16} \\ \overline{Q}_{12} & \overline{Q}_{22} & \overline{Q}_{26} \\ \overline{Q}_{16} & \overline{Q}_{22} & \overline{Q}_{66} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{pmatrix}$$

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \overline{S}_{11} & \overline{S}_{12} & \overline{S}_{16} \\ \overline{S}_{12} & \overline{S}_{22} & \overline{S}_{16} \\ \overline{S}_{16} & \overline{S}_{26} & \overline{S}_{66} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} \varepsilon_x^T \\ \varepsilon_y^T \\ \gamma_{xy}^T \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} \varepsilon_x^s \\ \varepsilon_y^s \\ \gamma_{xy}^s \end{pmatrix} \quad \text{(Ec. 2.1.83)}$$

Despejando las tensiones de la Ecuación 2.1.79, se obtiene la siguiente expresión:

$$\begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \overline{Q}_{11} & \overline{Q}_{12} & \overline{Q}_{16} \\ \overline{Q}_{12} & \overline{Q}_{22} & \overline{Q}_{26} \\ \overline{Q}_{16} & \overline{Q}_{26} & \overline{Q}_{66} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \varepsilon_x & -\varepsilon_x^T & -\varepsilon_x^s \\ \varepsilon_y & -\varepsilon_y^T & -\varepsilon_y^s \\ \gamma_{xy} & -\gamma_{xy}^T & -\gamma_{xy}^s \end{pmatrix} \quad \text{(Ec. 2.1.84)}$$

El vector de deformaciones térmicas está relacionado con el vector de coeficientes de expansión térmica por el incremento de temperatura:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x^T \\ \varepsilon_y^T \\ \gamma_{xy}^T \end{bmatrix} = \Delta T \begin{bmatrix} \alpha_x \\ \alpha_y \\ \alpha_{xy} \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.85)}$$

El vector de deformaciones debidas a la humedad está relacionado con el vector de coeficientes de expansión debido a la humedad por el incremento de humedad:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x^S \\ \varepsilon_y^S \\ \gamma_{xy}^S \end{bmatrix} = \Delta C \begin{bmatrix} \beta_x \\ \beta_y \\ \beta_{xy} \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.86)}$$

$$\alpha_{16} = \beta_{16} = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.87)}$$

$$\gamma_{xz} = \gamma_{yz} = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.88)}$$

Ejemplo 2.1.5 Calcular las deformaciones y tensiones de una lámina unidireccional de fibra de vidrio R y resina de epoxi orientada a 45º con un 80 % en peso (65.31 % en volumen) sometida a un esfuerzo uniaxialde 1MN/m, a un incremento de temperatura de -100ºC y a un porcentaje de humedad del 0.5%.

La matriz de rigidez es, según las fórmulas (Ec. 2.1.34) a (Ec. 2.1.37) :

$$\begin{bmatrix} 25.850 & 15.786 & 10.767 \\ 15.786 & 25.850 & 10.767 \\ 10.767 & 10.767 & 16.155 \end{bmatrix}$$

La matriz de flexibilidad es, según las fórmulas (Ec. 2.1.38) a (Ec. 2.1.40) :

$$\begin{bmatrix} 68.008 & -31.356 & -24.429 \\ -31.356 & 68.008 & -24.429 \\ -24.429 & -24.429 & 94.461 \end{bmatrix}$$

Las constantes ingenieriles de la lámina son:

$E_1 = 1 / S_{11} = 1 / 68.008 = 0.0147$

$E_2 = 1 / S_{22} = 1 / 68.008 = 0.0147$

$E_6 = 1 / S_{66} = 1 / 94.461 = 0.0106$

Las deformaciones de la lámina son:

Lámina no.	ε_{11}	ε_{22}	γ_{12}	γ_{13}	γ_{23}	ε
1 sup	72.4084	-26.9557	23.4285	11.0121	34.4406	-99.3
1 inf	72.4084	-26.9557	23.4285	11.0121	34.4406	-99.3

Las tensiones de la láminas son:

Lámina no.	ε_{11}	ε_{22}	γ_{12}	γ_{13}	γ_{23}	ε_{33}
1 sup	1000.00	0.00	500.00	500.00	500.00	-500.00
1 inf	1000.00	0.00	500.00	500.00	500.00	-500.00

2.1.3 CONCEPTO DE LAMINADO

2.1.3.1 Introducción

La lámina es la configuración básica de una estructura de materiales compuestos[8][9]. Como el espesor de la lámina es muy bajo, en general, de 0.1 a 1.5 mm, las configuraciones resistentes utilizadas constan de una agrupación secuencial de láminas, denominada laminado.

Un laminado de materiales compuestos puede estar trabajando a tensión plana (esfuerzos en el plano) y/o a flexión.

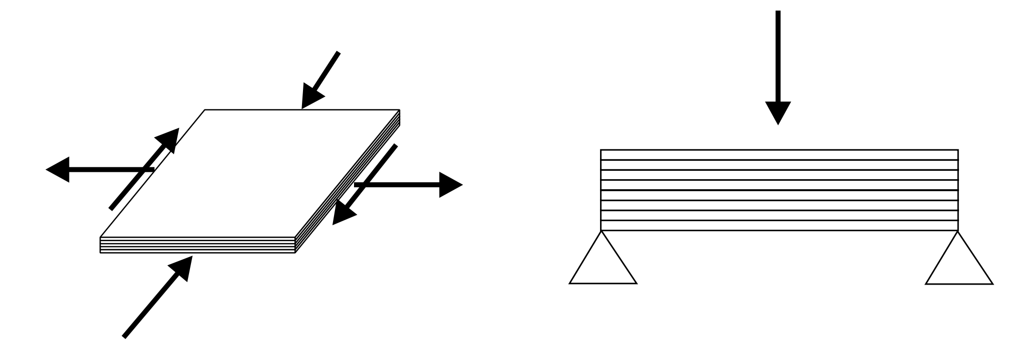


Figura 2.1.14 Laminado trabajando en tensión plana (izquierda) y laminado trabajando a flexión (derecha)

Para ambos casos, siempre que se cumplan las condiciones que más adelante se expondrán, se puede aplicar la misma teoría: la teoría de placas laminadas. Lógicamente aunque la teoría sea la misma, el desarrollo es diferente ya que en el caso de tensión plana, van a existir deformaciones planas y para el caso de flexión van a existir curvaturas.

2.1.3.2 Teoría de placas laminadas

La teoría clásica de placas laminadas [10][11] contempla los fenómenos de tensión plana y de flexión en el laminado. Es decir, tiene en cuenta las componentes planas de deformación del laminado: ε_1, ε_2 y ε_6 y las curvaturas k_1, k_2 y k_6 . No contempla efectos interlaminares en el laminado: ni la componente de deformación normal interlaminar ε_3, ni las componentes de deformación de cortadura interlaminar ε_4 y ε_5. El campo de aplicación de esta teoría se reduce a:

• Estructuras donde las flechas sean pequeñas.

• La deformación es lineal a lo largo del espesor del laminado

• Placas delgadas. Considerando como placa delgada toda placa en la que se cumpla que:

$L / h > 10$

donde h es el espesor total de la placa y L su longitud.

Si el laminado es simétrico y sólo existen cargas en el plano del laminado, se tendrán en cuenta únicamente las componentes planas de deformación del laminado: ε_1, ε_2 y ε_6. Si el laminado es simétrico y sólo existen cargas de flexión, se tendrán en cuenta únicamente las tres curvaturas k_1, k_2 y k_6. Finalmente, si el laminado no es simétrico, tanto si tenemos esfuerzos en el plano como si tenemos esfuerzos de flexión, tendremos presentes las deformaciones de tensión plana : ε_1, ε_2 y ε_6 y las curvaturas k_1, k_2 y k_6.

2.1.3.3 Tensión plana

Si el laminado es simétrico y sólo existen cargas en el plano del laminado, el análisis del laminado tiene en cuenta únicamente las componentes planas de deformación del laminado: ε_1, ε_2 y ε_6.

Es decir, para la componente *x*:

$$\varepsilon_x = \varepsilon_x^0 \qquad \text{(Ec. 2.1.89)}$$

En forma matricial, para las tres componentes:

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy} \end{pmatrix} + z \cdot \begin{pmatrix} \kappa_x \\ \kappa_Y \\ \kappa_{xy} \end{pmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.90)}$$

Partiendo de que el material debe estar en equilibrio, los esfuerzos se pueden definir como:

$$\begin{pmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{pmatrix} = \int_{-h/2}^{h/2} \cdot \begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix}_k \cdot dz \qquad \text{(Ec. 2.1.91)}$$

Donde el vector de esfuerzos {N} se define como las solicitaciones de tensión plana por unidad de anchura, siendo su ecuación de dimensiones [Fuerza/Longitud].

Desarrollando esta expresión, se obtendrán las relaciones tensión-deformación para el laminado completo:

$$\{N\} = \int_{-h/2}^{h/2} \{\sigma\} dz = \int_h [Q]\{\varepsilon\} dz = \int_h [Q] dz \{\varepsilon^0\} \qquad \text{(Ec. 2.1.92)}$$

$$[A]\{\varepsilon^0\}$$

y desarrollando esta expresión se tiene:

$$\begin{pmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} \\ A_{21} & A_{22} & A_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{pmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.93)}$$

Siendo:

$$A_{ij} = \sum_{k-1}^{N} \left(\overline{Q}_{ij}\right)_k (z_k - z_{k-1}) \qquad \text{(Ec. 2.1.94)}$$

con:

$$\begin{array}{lll} z_0 = -h/2 & & k = 0 \\ z_k = z_{k-1} + h_k & & k = 1, 2, \ldots..N \end{array} \qquad \text{(Ec. 2.1.95)}$$

2.1.3.4 Flexión de laminados simétricos

Si el laminado es simétrico y sólo existen cargas de flexión, el análisis del laminado tiene en cuenta únicamente las tres curvaturas k_1, k_2 y k_6.

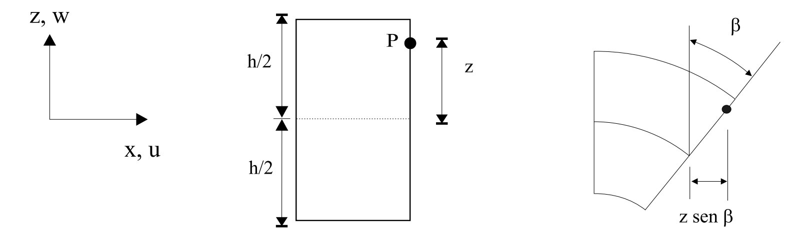


Figura 2.1.15 Deformación de una placa delgada

La teoría de placas laminadas considera que la normal a la superficie media permanece normal a la superficie media una vez deformada, lo que implica despreciar los efectos de deformación producidos por el esfuerzo cortante transversal.

Si la placa es delgada y las deformaciones son lineales, es válido, según la figura 2.1.15:

$$u\ (P) = z \operatorname{sen} \beta \qquad \text{(Ec. 2.1.96)}$$

Al ser pequeñas las deformaciones, se puede considerar,

$$u = z\ \beta \qquad \text{(Ec. 2.1.97)}$$

o bien,

$$u = z \frac{\delta w}{\delta x} \qquad \text{(Ec. 2.1.98)}$$

Tomando derivadas respecto a *x*,

$$\frac{\delta u}{\delta x} = \frac{\delta u^0}{\delta u} + z \frac{\delta^2 w}{\delta x^2} \qquad \text{(Ec. 2.1.99)}$$

o bien,

$$\varepsilon_X = z\ k_X \qquad \text{(Ec. 2.1.100)}$$

Generalizando para las componentes 1, 2 y 6:

$$\{\varepsilon\} = z\{k\},\ \text{ó}\ \ \varepsilon_i = \varepsilon_i{}^o + zk_i,\ \ i = 1,2,6 \qquad \text{(Ec. 2.1.101)}$$

En forma matricial:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = z \begin{bmatrix} K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.102)}$$

Partiendo de que el material debe estar en equilibrio, los momentos resultantes se pueden definir como:

$$\begin{pmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{pmatrix} = \int_{-h/2}^{h/2} \cdot \begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix}_k \cdot zdz \qquad \text{(Ec. 2.1.103)}$$

Donde el vector de momentos flectores {M} se define como los momentos de flexión por unidad de anchura, siendo su ecuación de dimensiones [Fuerza].

Desarrollando esta expresión, se obtendrán las relaciones tensión-deformación para el laminado completo:

$$\{M\} = \int_{-h/2}^{h/2} \{\sigma\} z dz = \int_h [Q]\{\varepsilon\} z dz = \int_h [Q] z^2 dz \{k\} \qquad \text{(Ec. 2.1.104)}$$

Desarrollando esta expresión se tiene:

$$\begin{bmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ D_{16} & D_{22} & D_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.105)}$$

Siendo:

$$D_{ij} = \frac{1}{3} \sum_{k=1}^{N} (\overline{Q}_{ij})_k (z_k^3 - z_{k-1}^3) \qquad \text{(Ec. 2.1.106)}$$

con:

$$\begin{aligned} z_0 &= -h/2 & k &= 0 \\ z_k &= z_{k-1} + h_k & k &= 1, 2, ...N \end{aligned} \qquad \text{(Ec. 2.1.107)}$$

2.1.3.5 Flexión de laminados no simétricos

Si el laminado no es simétrico, tanto si tenemos esfuerzos en el plano como si tenemos esfuerzos de flexión, el análisis del laminado tendrá en cuenta las deformaciones de tensión plana : ε_1, ε_2 y ε_6 y las curvaturas k_1, k_2 y k_6, es decir, que va a existir acoplamiento tensión plana-flexión.

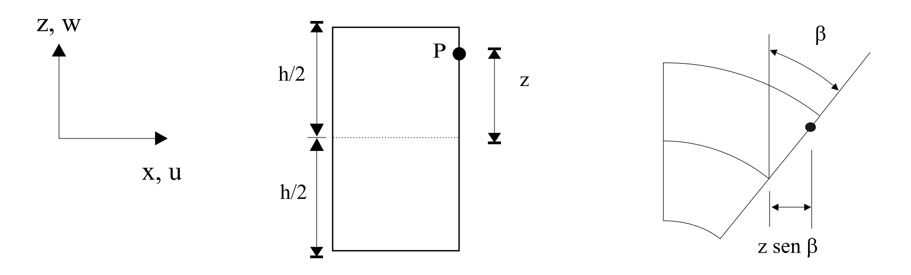


Figura 2.1.16 Deformación de una placa delgada

La teoría de placas laminadas considera que la normal a la superficie media permanece normal a la superficie media una vez deformada, lo que implica despreciar los efectos de deformación producidos por el esfuerzo cortante transversal.

Si la placa es delgada y las deformaciones son lineales, es válido, según la figura 2.16:

$u\ (P) = u^o + z \text{ sen } \beta$ (Ec. 2.1.108)

Al ser pequeñas las deformaciones, se puede considerar,

$u = u^o + z\, \beta$, o bien, (Ec. 2.1.109)

$u = u^o + z\, \delta w/\delta x$ (Ec. 2.1.110)

Tomando derivadas respecto a *x*,

$$\frac{\delta u}{\delta x} = \frac{\delta u^0}{\delta u} + z \frac{\delta^2 w}{\delta x^2}$$ (Ec. 2.1.111)

o bien,

$\varepsilon_X = \varepsilon^o{}_X + z\, k_X$ (Ec. 2.1.112)

Generalizando para las componentes 1, 2 y 6:

$\{\varepsilon\} = \{\varepsilon^o\} + z\{k\}$, ó $\varepsilon_i = \varepsilon_i{}^o + zk_i$, $i = 1, 2, 6$ (Ec. 2.1.113)

En forma matricial:

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \lambda_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy} \end{pmatrix} + z \cdot \begin{pmatrix} \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{pmatrix}$$ (Ec. 2.1.114)

Partiendo de que el material debe estar en equilibrio, los esfuerzos se pueden definir como:

$$\begin{pmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} \\ A_{21} & A_{22} & A_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix}_k \cdot dz$$ (Ec. 2.1.115)

y análogamente los momentos resultantes se pueden definir como:

$$\begin{pmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{pmatrix} = \int_{-h/2}^{h/2} \cdot \begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix}_k \cdot zdz$$ (Ec. 2.1.116)

Desarrollando estas dos últimas expresiones, se obtendrán las relaciones tensión-deformación para el laminado completo:

$$\{N\} = \int_{-h/2}^{h/2} \{\sigma\} dz = \int_h [Q]\{\varepsilon\} dz = \int_h [Q] dz \{\varepsilon^0\} + \int_h [Q] z dz \{k\}$$

$$= [A]\{\varepsilon^0\} + [B]\{k\}, \text{en } N/m \qquad \text{(Ec. 2.1.117)}$$

$$\{M\} = \int_{-h/2}^{h/2} \{\sigma\} z dz = \int_h [Q]\{\varepsilon\} z dz = \int_h [Q] z dz \{\varepsilon^0\} + \int_h [Q] z^2 dz \{k\}$$

$$= [B]\{\varepsilon^0\} + [D]\{k\}, \text{ en } N$$

Desarrollando esta expresión se tiene:

$$\begin{pmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} \\ A_{21} & A_{22} & A_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} \end{pmatrix} . \begin{pmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ B_{21} & B_{22} & B_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} \end{pmatrix} . \begin{pmatrix} \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{pmatrix}$$

(Ec. 2.1.118)

$$\begin{pmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ B_{21} & B_{22} & B_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} \end{pmatrix} . \begin{pmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ D_{21} & D_{22} & D_{26} \\ D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{pmatrix} . \begin{pmatrix} \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{pmatrix}$$

Siendo:

$$A_{ij} = \sum_{k=1}^{N} \left(\overline{Q}_{ij}\right)_k \left(z_k - z_{k-1}\right)$$

$$B_{ij} = \frac{1}{2} \sum_{k=1}^{N} (\overline{Q}_{ij})_k (z_k^2 - z_{k-1}^2) \qquad \text{(Ec. 2.1.119)}$$

$$D_{ij} = \frac{1}{3} \sum_{k=1}^{N} (\overline{Q}_{ij})_k (z_k^3 - z_{k-1}^3)$$

con

$z_0 = -h/2 \qquad k = 0$

$z_k = z_{k-1} + h_k \qquad k = 1, 2, \ldots N$ (Ec. 2.1.120)

De forma contractada, se pueden plantear las ecuación tensión-deformación del laminado de la siguiente forma:

$\{N\} = [A]\ \{\varepsilon_o\} + [B]\ \{k\}$

$\{M\} = [B]\ \{\varepsilon_o\} + [D]\ \{k\}$ (Ec. 2.1.121)

Donde la matriz [A] es la matriz rigidez de tensión plana, [B] es la matriz de acoplamiento tensión plana-flexión y [D] es la matriz rigidez de flexión.

Con objeto de poder comparar los distintos términos de la matriz de rigidez, se usa la matriz de rigidez normalizada:

$$\{N\} = [A^*]\,\{\varepsilon_o\} + [B^*]\,\{k\}$$

$$\{M\} = [B^*]\,\{\varepsilon_o\} + [D^*]\,\{k\} \qquad \text{(Ec. 2.1.122)}$$

Donde la matriz *A** es la matriz rigidez normalizada de tensión plana, *B** es la matriz de acoplamiento normalizada tensión plana-flexión y *D** es la matriz rigidez normalizada de flexión.

Siendo

$$[A^*] = [A]/h, \qquad [B^*] = 2\,[B]/h^2, \qquad [D^*] = 12\,[D]/h^3, \qquad \text{(Ec. 2.1.123)}$$

Para laminados simétricos, las matrices *B* y *B** son nulas y los fenómenos de tensión plana y flexión están desacoplados. Es decir, un estado de tensión plana del laminado no genera ninguna deformación de flexión y al contrario, un estado de flexión no genera ninguna deformación de tensión plana.

Ejemplo 2.1.6 Construir las matrices de rigidez y de flexibilidad del laminado [0/90] con láminas unidireccionales de fibra de vidrio R y resina de epoxi con un 80 % en peso (65.31 % en volumen). Espesor de lámina: 1mm

La caracterización experimental del material ha dado los siguientes valores:

$E_1 = 57.100$ GPa $E_2 = 15.067$ GPa $\nu_{12} = 0.3020$ $G_{12} = 5.032$ GPa

Se calcula ν_{21}:

$\nu_{21} = \nu_{12} \cdot E_2 / E_1 = 0.3020 \cdot 15.067 / 57.100 = 0.0797$

Se determinan las componentes de la matriz de rigidez de la lámina orientada a 0º

$Q_{11}(0) = 57.100 / (1 - 0.3020 \cdot 0.0797) = 58.508$ GPa

$Q_{12}(0) = 0.3020 \cdot 15.067 / (1 - 0.3020 \cdot 0.0797) = 4.662$ GPa

$Q_{22}(0) = 15.067 / (1 - 0.3020 \cdot 0.0797) = 15.439$ GPa

$Q_{66}(0) = 5.032$ GPa

De forma similar, se determinan las componentes de la matriz de rigidez de [90]

$Q_{11}(90) = 15.067 / (1 - 0.3020 \cdot 0.0797) = 15.439$ GPa

$Q_{12}(90) = 0.3020 * 15.067 / (1 - 0.3020 * 0.0797) = 4.662$ GPa

$Q_{22}(90) = 57.100 / (1 - 0.3020 \cdot 0.0797) = 58.508$ GPa

$Q_{66}(90) = 5.032$ GPa

Por lo tanto, según la Ecuación (2.1.119), estando [A] en (N/m), [B] en (N/m^2) y [D] en (N/m^3) :

$A_{11} = Q_{11}(0)\ (0.001 - 0)+Q_{11}(90)\ (0 - (-0.001)) = 58.508\ 10^{-3} + 15.439\ 10^{-3} = 73.947\ 10^{-3}$

$A_{12} = Q_{12}(0)\ (0.001 - 0)+Q_{12}(90)\ (0 - (-0.001)) = 4.662\ 10^{-3} + 4.662\ 10^{-3} = 9.324\ 10^{-3}$

$A_{16} = Q_{16}(0)\ (0.001 - 0)+Q_{16}(90)\ (0 - (-0.001)) = 0$

$A_{22} = Q_{22}(0)\ (0.001 - 0)+Q_{22}(90)\ (0 - (-0.001)) = 15.439\ 10^{-3} + 58.508\ 10^{-3} = 73.947\ 10^{-3}$

$A_{26} = Q_{26}(0)\ (0.001 - 0)+Q_{26}(90)\ (0 - (-0.001)) = 0$

$A_{66} = Q_{66}(0)\ (0.001 - 0)+Q_{66}(90)\ (0 - (-0.001)) = 5.032\ 10^{-3} + 5.032\ 10^{-3} = 10.064\ 10^{-3}$

$B_{11} =Q_{11}(0)\ (0.001^2 - 0^2)/2+Q_{11}(90)\ (0^2 - (-0.001)^2)/2=29.254\ 10^{-6}-7.719\ 10^{-6}=21.534\ 10^{-6}$

$B_{12} =Q_{12}(0)\ (0.001^2 - 0^2)/2+Q_{12}(90)\ (0^2 - (-0.001)^2)/2= 2.331\ 10^{-6} - 2.331\ 10^{-6} = 0$

$B_{16} =Q_{16}(0)\ (0.001^2 - 0^2)/2+Q_{16}(90)\ (0^2 - (-0.001)^2)/2= 0$

$B_{22} =Q_{22}(0)\ (0.001^2 - 0^2)/2+Q_{22}(90)\ (0^2 - (-0.001)^2)/2=7.719\ 10^{-6}-29.2548\ 10^{-6}=-21.534\ 10^{-6}$

$B_{26} =Q_{26}(0)\ (0.001^2 - 0^2)/2+Q_{26}(90)\ (0^2 - (-0.001)^2)/2= 0$

$B_{66} =Q_{66}(0)\ (0.001^2 - 0^2)/2+Q_{66}(90)\ (0^2 - (-0.001)^2)/2= 2.516\ 10^{-6} - 2.516\ 10^{-6} = 0$

$D_{11}=Q_{11}(0)\ (0.001^3 - 0^3)/3+Q_{11}(90)\ (0^3 - (-0.001)^3)/3=19.5\ 10^{-9}+5.146\ 10^{-9} =24.649\ 10^{-9}$

$D_{12}=Q_{12}(0)\ (0.001^3 - 0^3)/3+Q_{12}(90)\ (0^3 - (-0.001)^3)/3= 1.554\ 10^{-9} + 1.554\ 10^{-9} =3.108\ 10^{-9}$

$D_{16}=Q_{16}(0)\ (0.001^3 - 0^3)/3+Q_{16}(90)\ (0^3 - (-0.001)^3)/3= 0$

$D_{22}=Q_{22}(0)\ (0.001^3 - 0^3)/3+Q_{22}(90)\ (0^3 - (-0.001)^3)/3= 5.146\ 10^{-9}+19.5\ 10^{-9} =24.649\ 10^{-9}$

$D_{26}=Q_{26}(0)\ (0.001^3 - 0^3)/3+Q_{26}(90)\ (0^3 - (-0.001)^3)/3= 0$

$D_{66}=Q_{66}(0)\ (0.001^3 - 0^3)/3+Q_{66}(90)\ (0^3 - (-0.001)^3)/3= 1.677\ 10^{-9} +1.677\ 10^{-9} =3.3547\ 10^{-9}$

Ejemplo 2.1.7 Determinar la matriz de rigidez de los siguientes laminados (las láminas son unidireccionales de vidrio E y resina de viniléster con un 40.23 % de volumen de fibra) estando [A] en (N/m), [B] en (N/m^2) y [D] en (N/m^3) :

a) $[0]_4$ LAMINADO TRANSVERSALMENTE ISOTROPO, SIMETRICO Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 0.5740E+08 & 0.4638E+07 & 0.0000E+00 \\ 0.4638E+07 & 0.1364E+08 & 0.0000E+00 \\ 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & 0.4659E+07 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & 0.0000E+00 \\ 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & 0.0000E+00 \\ 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & 1.1283E+00 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & 0.0000E+00 \\ 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & 0.0000E+00 \\ 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & 0.0000E+00 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.1506+02 & 0.1225E+01 & 0.0000E+00 \\ 0.1225E+01 & 0.3602E+01 & 0.0000E+00 \\ 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & 0.1283E+00 \end{bmatrix}$$

b) $[0/90]_2$ LAMINADO CRUZADO, ORTOTROPO, NO SIMETRICO Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 0.3534E+08 & 0.4638E+07 & 0.6965E-01 \\ 0.4638E+07 & 0.3534E+08 & 0.4156E+01 \\ 0.6965E-01 & 0.4156E+01 & 0.4859E+07 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.9766E-03 & 0.0000E+00 & 0.0000E+00 \\ 0.0000E+00 & -0.2441E-03 & 0.0000E+00 \\ 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & 0.0000E+00 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} 0.9766E-03 & 0.0000E+00 & 0.0000E+00 \\ 0.0000E+00 & -0.2441E-03 & 0.0000E+00 \\ 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & 0.0000E+00 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.1363E+02 & 0.1225E+01 & 0.4597E-08 \\ 0.1225E+01 & 0.5034E+01 & 0.2743E-06 \\ 0.4597E-08 & 0.2743E-06 & 0.1283E+00 \end{bmatrix}$$

c) [0/90]s LAMINADO CRUZADO, ORTOTROPO, SIMETRICO Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 0.3534E+08 & 0.4638E+07 & 0.6965E-01 \\ 0.4638E+07 & 0.3534E+08 & 0.4156E+01 \\ 0.6965E-01 & 0.4156E+01 & 0.4859E+07 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} -0.4828E+04 & 0.0000E+00 & 0.1550E-04 \\ 0.0000E+00 & 0.4828E+04 & 0.9248E-03 \\ 0.1550E-04 & 0.9248E-03 & 0.0000E+00 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} -0.4828E+04 & 0.0000E+00 & 0.1550E-04 \\ 0.0000E+00 & 0.4828E+04 & 0.9248E-03 \\ 0.1550E-04 & 0.9248E-03 & 0.0000E+00 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.9332E+01 & 0.1225E+01 & 0.1839E-07 \\ 0.1225E+01 & 0.9332E+01 & 0.1097E-05 \\ 0.1839E-07 & 0.1097E-05 & 0.1283E+01 \end{bmatrix}$$

d) $[45/-45]_2$ LAMINADO ANGULAR, NO SIMETRICO Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 0.2485E+08 & 0.1513E+08 & 0.0000E+00 \\ 0.1513E+08 & 0.2485E+08 & 0.0000E+00 \\ 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & 0.1513E+08 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & -0.2414+04 \\ 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & -0.2414+04 \\ -0.2414E+04 & -0.2414+04 & 0.0000E+00 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & -0.2414+04 \\ 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & -0.2414+04 \\ -0.2414+04 & -0.2414+04 & 0.0000E+00 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.6561E+01 & 0.3995E+01 & 0.0000E+00 \\ 0.3995E+01 & 0.6561E+01 & 0.0000E+00 \\ 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & 0.4053E+01 \end{bmatrix}$$

e) [45/-45]s LAMINADO ANGULAR, SIMÉTRICO, ORTÓTROPO EN TENSIÓN PLANA, NO ORTÓTROPO EN FLEXIÓN Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 0.2485E+08 & 0.1513E+08 & 0.0000E+00 \\ 0.1513E+08 & 0.2485E+0.8 & 0.0000E+00 \\ 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & 0.1513E+08 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & 0.0000E+00 \\ 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & 0.0000E+00 \\ 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & 0.0000E+00 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & 0.0000E+00 \\ 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & 0.0000E+00 \\ 0.0000E+00 & 0.0000E+00 & 0.0000E+00 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.6561E+01 & 0.3995E+01 & 0.2149E+01 \\ 0.3995E+01 & 0.6561E+01 & 0.2149E+01 \\ 0.2149E+01 & 0.2149E+01 & 0.4053E+01 \end{bmatrix}$$

Ejemplo 2.1.8 Determinar la matriz de rigidez normalizada de los siguientes laminados (las láminas son unidireccionales de vidrio E y resina de viniléster con un 40.23 % de volumen de fibra) estando [A], [B] y [D] en (N) :

a) $[0]_4$ LAMINADO TRANSVERSALMENTE ISÓTROPO, SIMÉTRICO Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 32.047 & 2.606 & 0.000 \\ 2.606 & 7.664 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 2.730 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} 0.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 32.047 & 2.606 & 0.000 \\ 2.606 & 7.664 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 2.730 \end{bmatrix}$$

b) $[0/90]_2$ LAMINADO CRUZADO, ORTÓTROPO, NO SIMÉTRICO Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 19.855 & 2.606 & 0.000 \\ 2.606 & 19.855 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 2.730 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} -3.048 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 3.048 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} -9.144 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 9.144 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 19.855 & 2.606 & 0.000 \\ 2.606 & 19.855 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 2.730 \end{bmatrix}$$

c) [0/90]s LAMINADO CRUZADO, ORTÓTROPO, SIMÉTRICO Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 19.855 & 2.606 & 0.000 \\ 2.606 & 19.855 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 2.730 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} -3.048 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 3.048 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} -9.144 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 9.144 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 19.855 & 2.606 & 0.000 \\ 2.606 & 19.855 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 2.730 \end{bmatrix}$$

d) $[45/\text{-}45]_2$ LAMINADO ANGULAR, NO SIMÉTRICO Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 19.855 & 2.606 & 0.000 \\ 2.606 & 19.855 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 2.730 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} -3.048 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 3.048 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} -9.144 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 9.144 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 19.855 & 2.606 & 0.000 \\ 2.606 & 19.855 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 2.730 \end{bmatrix}$$

e) [45/-45]s LAMINADO ANGULAR, SIMÉTRICO, ORTÓTROPO EN TENSIÓN PLANA, NO ORTÓTROPO EN FLEXIÓN Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 13.961 & 8.501 & 0.000 \\ 8.501 & 13.961 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 8.625 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.000 & 0.000 & -1.524 \\ 0.000 & 0.000 & -1.524 \\ -1.524 & -1.524 & 0.000 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} 0.000 & 0.000 & -4.572 \\ 0.000 & 0.000 & -4.572 \\ -4.572 & -4.572 & 0.000 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 13.961 & 8.501 & 0.000 \\ 8.501 & 13.961 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 8.625 \end{bmatrix}$$

En términos de la matriz de flexibilidad, se tiene:

$$\{\varepsilon_o\} = [\alpha]\,\{N\} + [\beta]\,\{M\}$$

$$\{k\} = [\beta]\,\{N\} + [\delta]\,\{M\} \qquad \text{(Ec. 2.1.124)}$$

Donde la matriz α es la matriz flexibilidad de tensión plana, β es la matriz de flexibilidad de acoplamiento tensión plana - flexión y δ es la matriz de flexibilidad de flexión.

Con objeto de poder comparar los distintos términos de la matriz de flexibilidad, se usa la matriz de flexibilidad normalizada:

$$\{\varepsilon_o\} = [\alpha*]\,\{N\} + [\beta*]\,\{M\}$$

{k} = [β*] {N} + [δ*] {M} (Ec. 2.1.125)

Donde la matriz α^* es la matriz flexibilidad normalizada de flexión, β^* es la matriz de flexibilidad normalizada de acoplamiento tensión plana - flexión y δ^* es la matriz de flexibilidad normalizada de flexión.

Siendo:

$[\alpha^*] = h[\alpha]$, $[\beta^*] = h^2 [\beta]/2$, $[\delta^*] = h^3 [\delta] /12$, (Ec. 2.1.126)

Para laminados simétricos, las matrices β y β^* son nulas y los fenómenos de tensión plana y flexión están desacoplados. Es decir, un estado de tensión plana del laminado no genera ninguna deformación de flexión y al contrario, un estado de flexión no genera ninguna deformación de tensión plana.

Análogamente a como se vio en el subcapítulo 2.1.3, dedicado a la lámina, se van a definir las constantes ingenieriles del laminado, como los inversos de los términos de la diagonal principal de la matriz de flexibilidad normalizada del laminado.

Las constantes ingenieriles correspondientes a los términos 11, 22 y 33 son las constantes ingenieriles de tensión plana y las constantes ingenieriles correspondientes a los términos 44, 55 y 66 son las constantes ingenieriles de flexión. Las constantes ingenieriles a flexión son especialmente útiles para el cálculo de perfiles de materiales compuestos trabajando a flexión y a pandeo.

Ejemplo 2.1.9 Determinar la matriz de flexibilidad de los siguientes laminados (las láminas son unidireccionales de vidrio E y resina de viniléster con un 40.23 % de volumen de fibra) estando [α] en (m/N), [β] en (m^2/N) y [δ] en (m^3/N) :

a) $[0]_4$ LAMINADO TRANSVERSALMENTE ISÓTROPO, SIMÉTRICO Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 0.1803E-07 & -0.6130E-08 & 0.000E+00 \\ -0.6130E-08 & 0.1803E-07 & 0.000E+00 \\ 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.2058E-06 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.000E+00 \\ 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.000E+00 \\ 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.000E+00 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.000E+00 \\ 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.000E+00 \\ 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.000E+00 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.6828E-01 & -0.2322E-01 & 0.000E+00 \\ -0.2322E-01 & 0.2855E+00 & 0.000E+00 \\ 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.7794E+00 \end{bmatrix}$$

b) $[0/90]_2$ LAMINADO CRUZADO, ORTÓTROPO, NO SIMÉTRICO Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 0.3102E-07 & -0.4071E-08 & 0.2986E-14 \\ -0.4071E-08 & 0.3102E-07 & -0.8581E-11 \\ 0.2986E-14 & -0.2342E-13 & 0.2058E-06 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.1605E-04 & -0.8635E-12 & 0.2330E-11 \\ 0.6590E-04 & -0.1605E-04 & -0.8581E-11 \\ 0.2330E-11 & -0.8581E-11 & 0.2415E-16 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} 0.1605E-11 & 0.2100E-12 & 0.2330E-11 \\ -0.2137E-12 & -0.1605E-04 & -0.8581E-11 \\ 0.2330E-11 & -0.8581E-11 & 0.2415E-16 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.1175E+00 & -0.1542E-01 & 0.1131E-07 \\ -0.1542E-01 & 0.1175E+00 & -0.8870E-07 \\ 0.1131E-07 & -0.8870E-07 & 0.7794E+00 \end{bmatrix}$$

c) [0/90]s LAMINADO CRUZADO, ORTÓTROPO, SIMÉTRICO Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 0.3102E-07 & -0.3778E-08 & 0.2819E-14 \\ -0.3778E-08 & 0.2897E-07 & -0.2457E-13 \\ 0.2819E-14 & -0.2457E-13 & 0.2058E-06 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} -0.2092E-11 & 0.3257E-12 & -0.6215E-19 \\ 0.1485E-12 & 0.1360E-11 & -0.2913E-18 \\ -0.9704E-19 & -0.1168E-17 & 0.2501E+00 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} -0.2092E-11 & 0.1485E-12 & -0.9704E-19 \\ 0.3257E-12 & 0.1360E-11 & -0.1168E-17 \\ 0.6215E-19 & -0.2913E-18 & 0.2501E-24 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.7501E-01 & -0.1825E-01 & 0.3633E-08 \\ -0.1825E-01 & 0.2031E+00 & -0.4336E-07 \\ 0.3633E-08 & -0.4336E-07 & 0.7794E+00 \end{bmatrix}$$

d) $[45/\text{-}45]_2$ LAMINADO ANGULAR, NO SIMÉTRICO Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 0.6492E-07 & -0.3797E-07 & 0.000E+00 \\ -0.3797E-07 & 0.6492E-07 & 0.000E+00 \\ 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.7019E-07 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.1605E-04 \\ 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.1605E-04 \\ 0.1605E-04 & 0.1605E-04 & 0.000E+00 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.1605E-04 \\ 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.1605E-04 \\ 0.1605E-04 & 0.1605E-04 & 0.000E+00 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.2459E+00 & -0.1438E+00 & 0.000E+00 \\ -0.1438E+00 & 0.2459E+00 & 0.000E+00 \\ 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.2658E+00 \end{bmatrix}$$

e) [45/-45]s LAMINADO ANGULAR, SIMÉTRICO, ORTÓTROPO EN TENSIÓN PLANA, NO ORTÓTROPO EN FLEXIÓN Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 0.6395E-07 & -0.3894E-07 & 0.000E+00 \\ -0.3894E-07 & 0.6395E-07 & 0.000E+00 \\ 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.7019E-07 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.000E+00 \\ 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.000E+00 \\ 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.000E+00 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.000E+00 \\ 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.000E+00 \\ 0.000E+00 & 0.000E+00 & 0.000E+00 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.2552E+00 & -0.1345E+00 & -0.6403E-01 \\ -0.1345E+00 & 0.2552E+00 & -0.6403E-01 \\ -0.6403E-01 & -0.66403E-01 & 0.3146E+00 \end{bmatrix}$$

Ejemplo 2.1.10 Determinar la matriz de flexibilidad normalizada de los siguientes laminados (las láminas son unidireccionales de vidrio E y resina de viniléster con un 40.23 % de volumen de fibra) estando [α*], [β*] y [δ*] en (1/N):

a) $[0]_4$ LAMINADO TRANSVERSALMENTE ISÓTROPO, SIMÉTRICO Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 32.091 & -10.911 & 0.000 \\ -10.911 & 134.192 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 366.300 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} 0.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 32.091 & -10.911 & 0.000 \\ -10.911 & 134.192 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 366.300 \end{bmatrix}$$

b) $[0/90]_2$ LAMINADO CRUZADO, ORTÓTROPO, NO SIMÉTRICO Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 55.219 & -7.247 & 0.000 \\ -7.247 & 55.219 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 366.300 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & -8.476 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} 25.429 & -6.725 & 0.000 \\ -6.725 & -25.429 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 366.300 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 55.219 & -7.247 & 0.000 \\ -7.247 & 55.219 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 366.300 \end{bmatrix}$$

c) [0/90]s LAMINADO CRUZADO, ORTÓTROPO, SIMÉTRICO Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 51.247 & -6.725 & 0.000 \\ -6.725 & 51.247 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 366.300 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} 0.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 35.254 & -8.576 & 0.000 \\ -8.576 & 95.442 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 366.300 \end{bmatrix}$$

d) $[45/\text{-}45]_2$ LAMINADO ANGULAR, NO SIMÉTRICO Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 115.561 & -67.589 & 0.000 \\ -67.589 & 115.561 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 124.930 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.000 & 0.000 & 8.476 \\ 0.000 & 0.000 & 8.476 \\ 8.476 & 8.476 & 0.000 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} 0.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 115.561 & -67.589 & 0.000 \\ -67.589 & 115.561 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 124.930 \end{bmatrix}$$

e) [45/-45]s LAMINADO ANGULAR, SIMÉTRICO, ORTÓTROPO EN TENSIÓN PLANA, NO ORTÓTROPO EN FLEXIÓN Y EQUILIBRADO

$$\begin{bmatrix} 113.386 & -69.314 & 0.000 \\ -69.314 & 113.386 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 115.944 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} 0.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 0.000 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 119.961 & -63.189 & -30.094 \\ -63.189 & 119.961 & -30.094 \\ -30.094 & -30.094 & 147.848 \end{bmatrix}$$

2.1.3.6 Concepto de laminado homogéneo

Sea por ejemplo el laminado [0/45/-45]. A continuación se muestra la matriz de rigidez [ABBD] para distintas repeticiones de esa secuencia base.

Matriz de rigidez normalizada de [0/45/-45]

$$\begin{bmatrix} 19.989 & 6.536 & 0.000 \\ 6.536 & 11.862 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 6.660 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} -4.019 & 1.310 & -1.355 \\ 1.310 & 1.399 & -1.355 \\ -1.355 & -1.355 & 1.310 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} -12.058 & 3.930 & -4.064 \\ 3.930 & 4.198 & -4.064 \\ -4.064 & -4.064 & 3.930 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 22.669 & 5.662 & -2.709 \\ 5.662 & 10.929 & -2.709 \\ -2.709 & -2.709 & 5.787 \end{bmatrix}$$

Matriz de rigidez normalizada de $[0/45/-45]_2$

$$\begin{bmatrix} 19.989 & 6.536 & 0.000 \\ 6.536 & 11.862 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 6.660 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} -2.010 & 0.655 & -0.677 \\ 0.655 & 0.700 & -0.677 \\ -0.677 & -0.677 & 0.655 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} -6.029 & 1.965 & -2.032 \\ 1.965 & 2.099 & -2.032 \\ -2.032 & -2.032 & 1.965 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 20.659 & 6.317 & -0.677 \\ 6.317 & 11.628 & -0.677 \\ -0.677 & -0.677 & 6.442 \end{bmatrix}$$

Matriz de rigidez normalizada de [0/45/-45]$_3$

$$\begin{bmatrix} 19.989 & 6.536 & 0.000 \\ 6.536 & 11.862 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 6.660 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} -1.340 & 0.437 & -0.452 \\ 0.437 & 0.466 & -0.452 \\ -0.452 & -0.452 & 0.437 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} -4.019 & 1.310 & -1.355 \\ 1.310 & 1.399 & -1.355 \\ -1.355 & -1.355 & 1.310 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 20.287 & 6.439 & -0.301 \\ 6.439 & 11.758 & -0.301 \\ -0.301 & -0.301 & 6.563 \end{bmatrix}$$

Matriz de rigidez normalizada de [0/45/-45]$_5$

$$\begin{bmatrix} 19.989 & 6.536 & 0.000 \\ 6.536 & 11.862 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 6.660 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} -0.804 & 0.262 & -0.271 \\ 0.262 & 0.280 & -0.271 \\ -0.271 & -0.271 & 0.262 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} -2.412 & 0.786 & -0.813 \\ 0.786 & 0.840 & -0.813 \\ -0.813 & -0.813 & 0.786 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 20.097 & 6.501 & -0.108 \\ 6.501 & 11.824 & -0.108 \\ -0.108 & -0.108 & 6.625 \end{bmatrix}$$

Matriz de rigidez normalizada de [0/45/-45]$_8$

$$\begin{bmatrix} 19.989 & 6.536 & 0.000 \\ 6.536 & 11.862 & 0.000 \\ 0.000 & 0.000 & 6.660 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} -0.502 & 0.164 & -0.169 \\ 0.164 & 0.175 & -0.169 \\ -0.169 & -0.169 & 0.164 \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} -1.507 & 0.491 & -0.508 \\ 0.491 & 0.525 & -0.508 \\ -0.508 & -0.508 & 0.491 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 20.031 & 6.522 & -0.042 \\ 6.522 & 11.847 & -0.042 \\ -0.042 & -0.042 & 6.646 \end{bmatrix}$$

Matriz de rigidez normalizada de [0/45/-45]$_{15}$

Para este número de repeticiones, todos los términos de las matrices [B] son menores que 1, así como los términos D_{13} y D_{23}. También se aprecia como los términos D_{ij} tienden a A_{ij}.

Al ser un laminado no simétrico la matriz [B] es distinta de cero, al ser un laminado equilibrado, el material es ortótropo en tensión plana, pero es anisótropo en flexión.

Si la secuencia de apilado se repite n veces, conforme n aumenta, se aprecia como la matriz [B] tiende a cero y como el material tiende a comportarse como un material ortótropo, es decir ortótropo tanto en tensión plana como en flexión. Este punto es muy importante desde el punto de vista de análisis, el laminado conforme aumenta el número de sublaminados repetitivos se homogeneiza progresivamente. Cuando el número de repeticiones es mayor que diez, se puede decir, en general, que el laminado es homogéneo, pudiéndose tratar como un material ortótropo no laminado.

2.1.3.7 Efectos higrotérmicos

Como ya se comentó en el Capítulo 2.1.2 relativo al comportamiento mecánico de la lámina, el laminado también puede estar sometido a cargas mecánicas, térmicas y las debidas a variaciones de humedad. De hecho, en un laminado multidireccional, las cargas de carácter higrotérmico son de gran importancia ya que pueden crear tensiones no sólo de tipo plano sino también interlaminar provocando posibles delaminaciones en el interior del material compuesto.

En caso de existir esfuerzos mecánicos e higrotérmicos, los esfuerzos finales sobre el laminado serán la suma de los esfuerzos mecánicos más los debidos a los cambios de temperatura y humedad:

Se considerará una lámina, en la cual, por ser material ortótropo, no hay tensiones de cortadura no mecánicas. Las expansiones en un estado libre de tensiones por efectos de la temperatura y la humedad vendrán dados por:

$$\left.\begin{aligned} e_x &= \alpha_x\,\Delta T + \beta_x\,c \\ e_y &= \alpha_y\,\Delta T + \beta_y\,c \end{aligned}\right\} \Rightarrow \begin{bmatrix} e_x \\ e_y \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \alpha_x \\ \alpha_y \end{bmatrix} \Delta T + \begin{bmatrix} \beta_x \\ \beta_y \end{bmatrix} c \Rightarrow$$

$$\Rightarrow [e] = [\alpha]\Delta T + [\beta] c \qquad \text{(Ec. 2.1.127)}$$

donde:

c = Contenido de humedad de la lámina.
ΔT = Temperatura de trabajo - Temperatura de curado.
$\boldsymbol{\alpha_i}$ = Coeficientes de expansión térmica.
$\boldsymbol{\beta_i}$ = Coeficientes de expansión por efecto de la humedad.

Por otra parte:

$$[e] = [J^T]^{-1} [e'] \Rightarrow [J^T] [e] = [J^T] [J^T]^{-1} [e'] \Rightarrow [J^T] [e] = [e'] \qquad \text{(Ec. 2.1.128)}$$

de donde se deduce:

$$[e'] = [J^T] [e] = [J^T] ([\alpha] \Delta T + [\beta] c) = [J^T] [\alpha] \Delta T + [J^T] [\beta] c \qquad \text{(Ec. 2.1.129)}$$

$$[e'] = [\alpha'] \Delta T + [\beta'] c \qquad \text{(Ec. 2.1.130)}$$

Igualando términos:

$$[\alpha']\,\Delta T + [\beta']\,c = \left[J^T\right]\,[\alpha]\,\Delta T + \left[J^T\right]\,[\beta]\,c \Rightarrow \begin{cases} [\alpha'] = J^T\,[\alpha] \\ [\beta'] = J^T\,[\beta] \end{cases} \qquad \text{(Ec. 2.1.131)}$$

Las tensiones no mecánicas originadas por efectos de la temperatura y la humedad vendrán dadas por:

$[\sigma^{n'}] = [Q'] [e'] = [Q'] ([\alpha'] \Delta T + [\beta'] c) = [Q'] [\alpha'] \Delta T + [Q'] [\beta'] c$ (Ec. 2.1.132)

Conociendo estas tensiones no mecánicas se pueden calcular los esfuerzos y momentos originados en una lámina cualquiera de un laminado:

$$\left[N^n\right]^{(i)} = \int_{-h/2}^{h/2} \left[\sigma^{n'}\right]^{(i)} dz = \left[\sigma^{n'}\right]^{(i)} \left[z^{(i)} - z^{(i-1)}\right] \quad \text{(Ec. 2.1.133)}$$

$$\left[M^n\right]^{(i)} = \int_{-h/2}^{h/2} \left[\sigma^{n'}\right]^{(i)} z\, dz = \frac{1}{2}\left[\sigma^{n'}\right]^{(i)} \left[z^{(i)^2} - z^{(i-1)^2}\right] \quad \text{(Ec. 2.1.134)}$$

El total de los esfuerzos no mecánicos soportados por el laminado será:

$$\left[N^n\right] = \sum_{i=1}^{m} \left[\sigma^{n'}\right]^{(i)} \left[z^{(i)} - z^{(i-1)}\right] \quad \text{(Ec. 2.1.135)}$$

$$\left[M^n\right] = \frac{1}{2}\sum_{i=1}^{m} \left[\sigma^{n'}\right]^{(i)} \left[z^{(i)^2} - z^{(i-1)^2}\right] \quad \text{(Ec. 2.1.136)}$$

2.1.3.8 Coeficientes reales de expansión plana

Se calculan estos coeficientes suponiendo que o bien $\Delta T = 0$ o bien $c = 0$.

Se supone $c = 0$. A partir de:

$[\varepsilon] = [\alpha] \Delta T + [\beta] c = [\alpha] \Delta T + [\beta] 0 = [\alpha] \Delta T \Rightarrow \mathbf{[\varepsilon] = [\alpha] \Delta T}$ (Ec. 2.1.137)

Por otra parte se conocen las matrices [N] y [M] deducidas a partir de los efectos de la temperatura y humedad.

Por lo tanto, si se considera $\Delta T = 1$:

$$\begin{bmatrix} N \\ M \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon \\ k \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \alpha \\ k \end{bmatrix} \quad \text{(Ec. 2.1.138)}$$

A partir de esta ecuación se puede obtener la matriz $[\alpha]$.

$$[\alpha]=\begin{bmatrix}\alpha_1^0\\ \alpha_2^0\\ \alpha_6^0\end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.139)}$$

Si se supone $\Delta T = 0$:

$$[\varepsilon] = [\alpha]\,\Delta T + [\beta]\,c = [\alpha]\,0 + [\beta]\,c = [\beta]\,c \;\Rightarrow\; [\varepsilon] = [\beta]\,c \qquad \text{(Ec. 2.1.140)}$$

Considerando c = 1 se puede escribir:

$$\begin{bmatrix}N\\ M\end{bmatrix}=\begin{bmatrix}A & B\\ B & D\end{bmatrix}\begin{bmatrix}\varepsilon\\ k\end{bmatrix}=\begin{bmatrix}A & B\\ B & D\end{bmatrix}\begin{bmatrix}\beta\\ k\end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.141)}$$

Y a partir de esta ecuación se puede obtener la matriz $[\beta]$.

$$[\alpha]=\begin{bmatrix}\beta_1^0\\ \beta_2^0\\ \beta_6^0\end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.142)}$$

2.1.3.9 Cálculo de las deformaciones de origen higrotérmico

Por su origen no mecánico, acompañaremos del superíndice «*n*» a todas aquellas componentes de matrices que se refieran a efectos higrotérmicos.

Ya se había deducido previamente que:

$$\left[N^n\right]=\sum_{i=1}^{m}\left[\sigma^{n\prime}\right]^{(i)}\left[z^{(i)}-z^{(i=1)}\right] \qquad \text{(Ec. 2.1.143)}$$

$$\left[M^n\right]=\frac{1}{2}\sum_{i=1}^{m}\left[\sigma^{n\prime}\right]^{(i)}\left[{z^{(i)}}^2-{z^{(i=1)}}^2\right] \qquad \text{(Ec. 2.1.144)}$$

Por consiguiente:

$$\begin{bmatrix} N^n \\ M^n \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon^{on'} \\ k^{n'} \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.145)}$$

Y por lo tanto deducir las componentes de las matrices $[\varepsilon^{on'}]$ y $[k^{n'}]$.

2.1.3.10 Cálculo de las deformaciones de origen mecánico

Al igual que para las deformaciones de origen higrotérmico, basta con resolver el sistema de ecuaciones:

$$\begin{bmatrix} N^m \\ M^m \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon^{om'} \\ k^{m'} \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.146)}$$

De donde se deducen las componentes de las matrices $[\varepsilon^{om'}]$ y $[k^{m'}]$.

2.1.3.11 Determinación de las deformaciones globales

El valor de las deformaciones globales que experimenta el laminado vendrá dado por el resultado de sumar a las deformaciones de origen mecánico las deformaciones de origen higrotérmico.

Por lo tanto:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon^{og'} \\ k^{g'} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \varepsilon^{om'} \\ k^{m'} \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} \varepsilon^{on'} \\ k^{n'} \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.147)}$$

De donde deducimos las componentes de las matrices $[\varepsilon^{og'}]$ y $[k^{g'}]$ que irán referidas al laminado en su totalidad.

2.1.3.12 Determinación de las deformaciones para cada lámina

Como se había indicado anteriormente, se considera una placa delgada y deformaciones lineales, de forma que:

$$[\varepsilon'] = [\varepsilon^{o}{}'] + z\,[k'] \qquad \text{(Ec. 2.1.148)}$$

Las matrices globales $[\varepsilon^{og}{}']$ y $[k^{g}{}']$ obtenidas anteriormente son solución de la ecuación anterior para cada una de las láminas y por lo tanto:

$$[\varepsilon'] = [\varepsilon^{og}{}'] + z\,[k^{g}{}'] \qquad \text{(Ec. 2.1.149)}$$

Así se deduce que para cada una de las láminas, las deformaciones en la parte superior e inferior serán:

$$[\varepsilon']^{(i)}_{inf} = \left[\varepsilon^{og'}\right] + z^{(i)}_{inf}\left[k^{g'}\right] \quad \text{(Ec. 2.1.151)}$$

Estas deformaciones experimentadas por cada lámina están referidas a los ejes globales del laminado, pero se pueden referir a los ejes locales de la lámina. Para ello basta aplicar :

$$[\varepsilon] = [J^T]^{-1}\,[\varepsilon'] \quad \text{(Ec. 2.1.152)}$$

2.1.3.13 Tensiones de origen mecánico para cada lámina

Partiendo del hecho de que se conoce cuál es el valor de las deformaciones en la parte superior e inferior de cada lámina, se pueden hallar las tensiones de origen mecánico, por medio de sustraer las deformaciones que experimentan las láminas durante el proceso de curado.

$$[\varepsilon'_m]^{(i)}_{sup} = [\varepsilon']^{(i)}_{sup} - [e']^{(i)} \begin{bmatrix} \varepsilon^{(i)}_{1(sup)} - e^{(i)}_1 \\ \varepsilon^{(i)}_{1(sup)} - e^{(i)}_2 \\ \varepsilon^{(i)}_{6(sup)} \end{bmatrix} \quad \text{(Ec. 2.1.153)}$$

$$[\varepsilon'_m]^{(i)}_{inf} = [\varepsilon']^{(i)}_{inf} - [e']^{(i)} \begin{bmatrix} \varepsilon^{(i)}_{1(inf)} - e^{(i)}_1 \\ \varepsilon^{(i)}_{1(inf)} - e^{(i)}_2 \\ \varepsilon^{(i)}_{6(inf)} \end{bmatrix} \quad \text{(Ec. 2.1.154)}$$

Para hallar cuáles son las tensiones, se aplica:

$$[\sigma'] = [Q']\,[\varepsilon'] \quad \text{(Ec. 2.1.155)}$$

Se obtiene que las tensiones en la parte superior e inferior de la lámina vendrán dadas por:

$$[\sigma'_m]^{(i)}_{sup} = [Q']\,[\varepsilon'_m]^{(i)}_{sup} \quad \text{(Ec. 2.1.156)}$$

$$[\sigma'_m]^{(i)}_{inf} = [Q']\,[\varepsilon'_m]^{(i)}_{inf} \quad \text{(Ec. 2.1.157)}$$

Estas tensiones experimentadas por cada lámina están referidas a los ejes globales del laminado, pero pueden ser referidas a los ejes locales de la lámina. Para ello se aplica:

$$[\sigma] = [J]\,[\sigma'] \quad \text{(Ec. 2.1.158)}$$

Ejemplo 2.1.11 Calcular esfuerzos, momentos y tensiones en un laminado $[45/-45]_S$ con láminas unidireccionales de vidrio E y viniléster con un 40% de volumen de fibra de vidrio sometido a a) efectos higrotérmicos (-100ºC y 0.5 % de humedad) y b) cargas mecánicas {0.1, -0.05, 0.02} MN/m y efectos higrotérmicos (-100ºC y 0.5 % de humedad).

a) efectos higrotérmicos (-100ºC y 0.5 % de humedad)

Las deformaciones en las láminas son las siguientes:

Lámina no.	ε_{11}	ε_{22}	γ_{12}	γ_{13}	γ_{23}	ε_{33}
4 Sup	4.9000	4.9000	0.0000	4.9000	4.9000	0.0000
4 Inf	4.9000	4.9000	0.0000	4.9000	4.9000	0.0000
3 Sup	4.9000	4.9000	0.0000	4.9000	4.9000	0.0000
3 Inf	4.9000	4.9000	0.0000	4.9000	4.9000	0.0000
2 Sup	4.9000	4.9000	0.0000	4.9000	4.9000	0.0000
2 Inf	4.9000	4.9000	0.0000	4.9000	4.9000	0.0000
1 Sup	4.9000	4.9000	0.0000	4.9000	4.9000	0.0000
1 Inf	4.9000	4.9000	0.0000	4.9000	4.9000	0.0000

Las tensiones en las láminas son nulas. Por eso, la rotura primera lámina del laminado toma el valor -1. Los coeficientes de rotura primera lamina (RPL), rotura última lámina (RUL), el coeficiente de seguridad marcado por el diseñador y los valores limite* y límite son los siguientes:

Caso de carga	RPL	Última	Seguridad	Límite*	Límite
1	-1.00	-1.00	1.50	-.667	-1.00

b) cargas mecánicas {0.1, -0.05, 0.02} MN/m y efectos higrotérmicos (-100ºC y 0.5 % de humedad).

Las deformaciones en las láminas son las siguientes:

Lámina no.	ε_{11}	ε_{22}	γ_{12}	γ_{13}	γ_{23}	ε_{33}
4 Sup	13.2423	-2.1917	1.3027	6.1767	4.8739	-15.4340
4 Inf	13.2423	-2.1917	1.3027	6.1767	4.8739	-15.4340
3 Sup	13.2423	-2.1917	1.3027	4.8739	6.1767	15.4340
3 Inf	13.2423	-2.1917	1.3027	4.8739	6.1767	15.4340
2 Sup	13.2423	-2.1917	1.3027	4.8739	6.1767	15.4340
2 Inf	13.2423	-2.1917	1.3027	4.8739	6.1767	15.4340
1 Sup	13.2423	-2.1917	1.3027	6.1767	4.8739	-15.4340
1 Inf	13.2423	-2.1917	1.3027	6.1767	4.8739	-15.4340

Las tensiones en las láminas son las siguientes:

Lámina no.	ε_{11}	ε_{22}	γ_{12}	γ_{13}	γ_{23}	ε_{33}
4 Sup	64.12	-20.15	18.86	40.85	3.13	-42.13
4 Inf	64.12	-20.15	18.86	40.85	3.13	-42.13
3 Sup	48.24	-36.03	3.61	2.49	9.72	42.13
3 Inf	48.24	-36.03	3.61	2.49	9.72	42.13
2 Sup	48.24	-36.03	3.61	2.49	9.72	42.13
2 Inf	48.24	-36.03	3.61	2.49	9.72	42.13
1 Sup	64.12	-20.15	18.86	40.85	3.13	-42.13
1 Inf	64.12	-20.15	18.86	40.85	3.13	-42.13

Los coeficientes de seguridad según las hipótesis de láminas intactas (int) y degradadas (deg) en la parte superior (t) e inferior (b) de cada lámina son las siguientes:

Caso de carga 1

Lámina	**Ángulo**	**Matr**	**H*1000**	**R-int/t**	**R-int/b**	**R-deg/t**	**R-deg/t**
4	45.0	0	.445	1.18	1.18	1.22	1.22
3	-45.0	0	.445	1.16	1.16	1.19	1.19
2	-45.0	0	.445	1.16	1.16	1.19	1.19
1	45.0	0	.445	1.18	1.18	1.22	1.22

Los coeficientes de rotura primera lamina (RPL), rotura última lámina (ultima), el coeficiente de seguridad marcado por el diseñador y los valores limite* y límite son los siguientes:

Caso de carga	**RPL**	**Última**	**Seguridad**	**Límite***	**Límì**
1	-1.00	-1.00	1.50	-.667	-1.00

2.1.4 FORMULACIONES EFICIENTES APLICADAS EN EL ANÁLISIS PLACAS LAMINADAS

2.1.4.1 Introducción

El cálculo de estructuras de placas presenta unas características particulares respecto al cálculo de otros tipos de estructuras como vigas o sólidos. En el diseño con materiales compuestos, la mayor parte de las estructuras utilizadas serán placas y a las particularidades del cálculo con esta tipología estructural se deberá añadir las propias de un material laminado ; heterogeneidad y ortotropía.

Para resolver este problema se pueden utilizar diferentes teorías que resultarán más o menos adecuadas para cada caso particular.

En el capítulo 2.1.3.2 se explicó la teoría de placas laminadas, la cual presenta un campo de aplicación determinado, el cual se restringe a aquellos casos en los que las flechas sean pequeñas, la deformación sea lineal a lo largo del espesor del laminado y se trate de placas delgadas. En aquellos otros casos, que se encuentren fuera de lo especificado previamente se propone la utilización de otras teorías [12][13][14] que determinen con mayor exactitud la respuesta de las configuraciones analizadas. Estas otras teorías serán explicadas en el presente capítulo.

2.1.4.2 Teoría de Irons

Irons desarrolló una teoría de láminas que puede ser empleada para el caso de placas laminadas. En esta teoría se introducen únicamente dos hipótesis de cálculo :

- Las normales a la superficie media del laminado se mantienen rectas después de la deformación.

- No se tiene en cuenta la energía de deformación correspondiente a las tensiones perpendiculares a la superficie media.

Sin embargo, no se impone la condición de que las normales a la superficie media permanezcan normales a esta superficie después de la deformación, lo que permite que la lámina experimente deformaciones por esfuerzos cortantes transversales. La teoría de Irons contempla por tanto tensión plana y cortadura, como estados independientes para una capa del laminado, pero no para el laminado en conjunto. La relación entre tensiones y deformaciones se deriva de una aproximación tridimensional del problema.

El campo de desplazamientos, según puede verse en la figura 2.1.17, viene dado por :

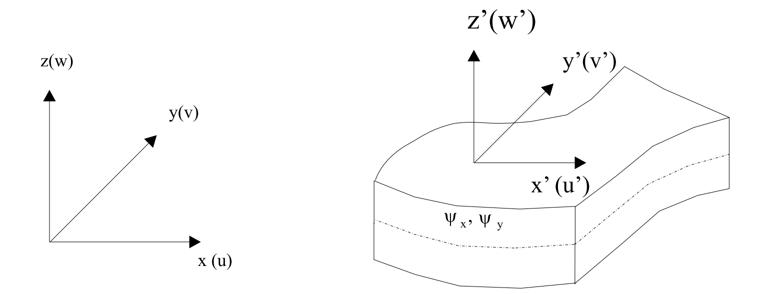


Figura 2.1.17 Desplazamientos de un punto de la placa analizada

$$
\begin{aligned}
u_1(x,y,z) &= u\,(x,y,z) \\
u_2(x,y,z\,) &= v\,(x,y,z) \\
u_3(x,y,z) &= w\,(x,y,z)
\end{aligned}
\qquad \text{(Ec. 2.1.159)}
$$

El vector de deformaciones tiene la siguiente expresión :

$$\varepsilon = \left[\varepsilon_x, \varepsilon_y, \gamma_{xy}, \gamma_{xz}\gamma_{yz}\right] = \left[\frac{\partial u}{\partial x}, \frac{\partial v}{\partial x}, \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x}, \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial x}, \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial y}\right] \qquad \text{(Ec. 2.1.160)}$$

En esta formulación se prescinde de la deformación en dirección *z*, de acuerdo con las hipótesis habituales en la teoría de láminas. Las tensiones correspondientes a estas deformaciones se definen para cada lámina *k* según :

$$\sigma_k = C_k . \varepsilon_k \qquad \text{(Ec. 2.1.161)}$$

2.1.4.3 Teoría de cortadura de primer orden

Esta teoría se basa en la teoría de Yang-Norris-Stavsky (YNS), que es una generalización a placas de materiales laminados anisótropos de la teoría de Mindlin para placas isótropas y homogéneas. Esta teoría contempla los fenómenos de tensión plana, flexión y cortadura. Esta teoría es aplicable tanto al caso de placas delgadas como gruesas, mediante el uso de un factor de corrección adecuado.

La figura 2.1.18 muestra una placa de espesor constante *h*, con los parámetros que definen el campo de desplazamientos.

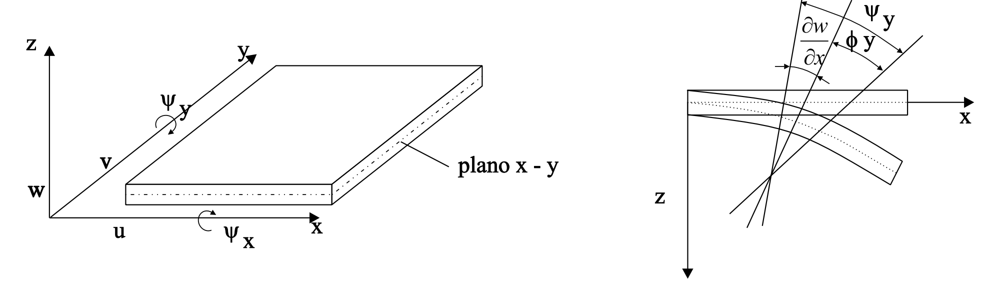


Figura 2.1.18 Campo de desplazamientos existente en una placa delgada según la teoría YNS

Las ecuaciones que rigen el campo de desplazamientos en la teoría YNS son :

$$-u(x,y,z) = u_0(x,y,z) + z\,\Psi_y(x,y,z)$$
$$-u(x,y,z) = v_0(x,y,z) + \Psi_y(x,y,z) \qquad \text{(Ec.2.1.162)}$$
$$-u(x,y,z) = w_0(x,y,z)$$

Donde :

- u,v,w : componentes de los desplazamientos en direcciones *x, y, z.*

- u_0, v_0, w_0 : desplazamientos del plano medio.

- Ψ_x , Ψ_y : giros en torno a los ejes x e y.

El estado de deformación obtenido se expresa del siguiente modo :

$$\left[\frac{\partial u_0}{\partial x},\frac{\partial v_0}{\partial x},\frac{\partial u_0}{\partial y}+\frac{\partial v_0}{\partial x},\frac{\partial w}{\partial x}+\psi_x+\frac{\partial w}{\partial y}+\psi_y,\frac{\partial \psi_y}{\partial x},\frac{\partial \psi_x}{\partial y},\frac{\partial \psi_y}{\partial y},\frac{\partial \psi_x}{\partial x}\right] \qquad \text{(Ec. 2.1.163)}$$

En esta formulación se prescinde de la deformación en dirección *z*, de acuerdo con las hipótesis habituales en la teoría de láminas. Las tensiones asociadas al vector de deformación se definen igual que las anteriores a través de una matriz de rigidez elástica [D].

$$\sigma = C\cdot\varepsilon \qquad \text{(Ec. 2.1.164)}$$

2.1.4.4 Teoría de cortadura de orden superior

En las teorías de cortadura de primer orden, las deformaciones debidas a cortante no satisfacen la condición de que las tensiones de cortadura en las superficies superior e inferior de la placa sean nulas y requieren por lo tanto de una corrección. Para ello hay que recurrir a teorías de orden superior como la de Reddy, que aquí se presenta. En esta teoría se contemplan fenómenos de tensión, flexión y cortadura, manteniendo el mismo número de incógnitas que en la teoría de cortadura de primer orden. Esta teoría incluye la variación parabólica de las tensiones cortantes a lo largo del espesor, anulándose en las superficies de la placa.

El campo de desplazamientos que se plantea es del siguiente tipo :

$$u(x,y,z) = u_0(x,y) + z\cdot\psi_y(x,y) + z^2\xi_x(x,y) + z^3\rho_x(x,y)$$

$$v(x,y,z) = v_0(x,y) + z\cdot\psi_x(x,y) + z^2\xi_y(x,y) + z^3\rho_y(x,y) \qquad \text{(Ec. 2.1.165)}$$

$$w(x,y,z) = w_0(x,y)$$

Donde :

- u_O, v_O, w_O : desplazamientos de un punto genérico (x,y) del plano medio del laminado.
- Ψ_X, Ψ_Y : giros de las normales al plano medio alrededor de los ejes *x* e *y*
- ξ_X, $\xi_{Y,}$ ρ_X, $\rho_{Y,}$: funciones que se determinan utilizando la condición de que las tensiones de cortadura interlaminar sean nulas en los extremos de la placa :

$$\sigma_{xz}(x, y, \pm h/2) = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.166)}$$

$$\sigma_{yz}(x, y, \pm h/2) = 0$$

Aplicando estas condiciones se obtiene el siguiente campo de desplazamientos, donde las funciones han sido sustituidas por su expresión :

$$u(x,y,z) = u_0(x,y,) + z.[\ \Psi_y(x,y) - \frac{4}{3}\left(\frac{z}{h}\right)^2 \frac{\partial_w}{\partial_w} + \Psi_x(x,y)\,]$$

$$v(x,y,z) = v_0(x,y,) + z.[\ \Psi x(x,y) - \frac{4}{3}\left(\frac{z}{h}\right)^2 \frac{\partial_w}{\partial_y} + \Psi_x(x,y)\,] \qquad \text{(Ec. 2.1.167)}$$

$$-w(x,y,z) = w_0(x,y,z)$$

A partir de este campo de desplazamientos se pueden obtener las deformaciones ligadas a los mismos, salvo para la deformación en dirección *z*, de acuerdo con las hipótesis habituales en la teoría de láminas. Las ecuaciones constitutivas de cada capa se pueden escribir como :

$$\sigma = C.\varepsilon \qquad \text{(Ec. 2.1.168)}$$

2.1.4.5 Teoría tridimensional

La teoría tridimensional es aplicable tanto a materiales isótropos como anisótropos, ya que su formulación contempla todos los fenómenos de la elasticidad. En el campo donde su aplicación resulta más adecuada dentro de las estructuras laminadas, es en el de las placas gruesas, que son aquellas placas en donde la relación entre la longitud y el espesor no es mayor de diez.

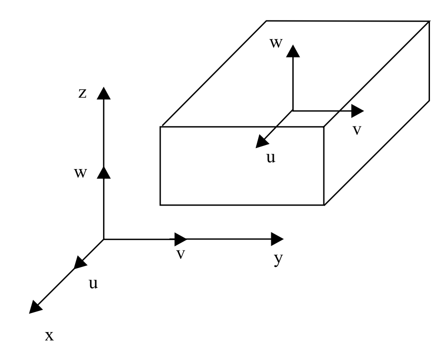


Figura 2.1.19 Campo de desplazamientos existente en una placa gruesa

Sea una placa como la representada en la figura 2.1.19, en la que los ejes coordenados corresponden con los globales. Su campo de desplazamientos está definido según :

u (x,y,z)

v (x,y,z)

w (x,y,z)

En un estado de deformación general, las deformaciones asociadas a las variaciones de los desplazamientos, están definidas por las siguientes expresiones :

$$\varepsilon = [\varepsilon x, \varepsilon y, \varepsilon z, \gamma xy, \gamma xz, \gamma yz] = \left[\frac{\partial u}{\partial x}, \frac{\partial v}{\partial y}, \frac{\partial w}{\partial z}, \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x}, \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial x}, \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{\partial w}{\partial y}\right] \qquad \text{(Ec. 2.1.169)}$$

2.1.5 ROTURA DE LAMINADOS

2.1.5.1 Introducción

Los criterios de rotura utilizados más frecuentemente para el análisis de laminados, corresponden a ampliaciones de criterios similares usados para materiales isótropos como por ejemplo, los correspondientes a tensión máxima, deformación máxima y criterios cuadráticos. Todos estos criterios son empíricos y no son tan analíticos como la formulación de las deformaciones elásticas de los capítulos anteriores. Pero los criterios deben ser consistentes con los principios mecánicos y matemáticos y son necesarios para llevar a cabo un diseño correcto.

Los criterios de rotura de láminas orientadas[15][16][17] son relativamente fáciles de obtener, análogamente a la rigidez de una lámina. Una vez que se ha planteado el criterio para un lámina orientada, el criterio en los ejes del laminado puede obtenerse mediante la transformación de coordenadas de tensiones o deformaciones.

Los efectos de las tensiones de curado pueden añadirse a las tensiones mecánicas aplicadas siguiendo los métodos tradicionales de la termoelasticidad. Las propiedades función de la temperatura y humedad pueden integrarse también en los análisis cuasi-estáticos de tensión si estas propiedades no son esencialmente función del tiempo. Si las propiedades son función del tiempo, será preciso utilizar modelos matemáticos no lineales más complejos que los correspondientes al análisis estático. Con los criterios de rotura pueden determinarse análisis de tensiones capa a capa, de los cuales pueden obtenerse el método de rotura correspondiente a la primera lámina (RPL), rotura de última lámina (RUL), diseño límite y diseño último. En este capítulo, estudiaremos los criterios de rotura correspondientes a láminas unidireccionales y rotura de primera lámina de materiales compuestos. En el lugar geométrico de RPL se considera que las láminas están intactas.

2.1.5.2 Datos básicos de resistencia

Se ha supuesto que a través de ensayos simples de laboratorio, pueden determinarse las siguientes resistencias de una lámina unidireccional o tejido:

X - Resistencia a tracción longitudinal

X’ - Resistencia a compresión longitudinal

Y - Resistencia a tracción transversal

Y’ - Resistencia a compresión transversal

S - Resistencia a cortadura longitudinal

Utilizando estos datos se pueden establecer criterios de rotura bidimensional y predecir la resistencia de una lámina ortótropa solicitada por tensiones o deformaciones combinadas.

Se puede plantear el criterio de von Mises para materiales isótropos mediante la ecuación:

$$X=X'=Y=Y', \qquad S=\frac{X}{\sqrt{3}}=0.57X \qquad \text{(Ec. 2.1.170)}$$

donde $\sqrt{3}$ es la invariante de von Mises.

Los modos de rotura de materiales compuestos son más complicados que los modos existentes bajo ensayos de laboratorio simple. La resistencia a compresión longitudinal implica por otra parte, más de un modo. La fibra puede ceder bajo compresión axial o puede hacerlo bajo micro-pandeo. Las contribuciones de la rigidez de la matriz y de la unión de la interfase están relacionadas con la base elástica que a su vez está relacionada con el micro-pandeo. Mientras que en la rotura a tracción longitudinal puede definirse un modo, función principalmente de las fibras, no tiene sentido utilizar este modo para caracterizar la rotura a compresión longitudinal. La resistencia a tracción transversal es una combinación de la resistencia de la matriz ante tensiones complejas, resistencias de interfase entre fibra y matriz, y las tensiones de curado a nivel micromecánico. La resistencia a compresión transversal implica también modos múltiples. Esto mismo es aplicable a la resistencia de cortadura interlaminar. No se ve una definición sencilla de un modo relacionado principalmente con la matriz en el estudio de todos estos tipos de rotura.

Aunque existe cierta complejidad en los modos de rotura de materiales compuestos unidireccionales, se debe evitar la tentación de simplificar demasiado los fenómenos observados físicamente. Por otra parte, es cierto que existen muchos modos de rotura que operan de forma interactiva o secuencial. Se estudiarán los criterios de rotura apropiados para el diseño de los materiales compuestos.

2.1.5.3 Relación resistencia/tensión

La relación resistencia/tensión *R* o relación de resistencias para abreviar, es la relación entre la resistencia máxima o última y las tensiones aplicadas. Suponemos que nuestro material es lineal, elástico, entonces para cada estado de tensiones combinadas existe un estado correspondiente a deformaciones combinadas. Podemos también suponer la proporcionalidad de las cargas; es decir, todas las componentes de deformaciones y tensiones varían en la misma proporción.

$$\{\sigma\}\text{máx} = R\{\sigma\}\text{aplicada}, \text{y} \qquad \text{(Ec. 2.1.171)}$$

$$\{\varepsilon\}\text{máx} = R\{\varepsilon\}\text{aplicada}, \text{y} \qquad \text{(Ec. 2.1.172)}$$

Numéricamente *R* puede tener cualquier valor positivo pero sólo tiene sentido físico con un valor mayor o igual que la unidad. Esta relación tiene múltiples aplicaciones y puede ser utilizada en una gran variedad de problemas relacionados con el diseño. Es aplicable a todos los criterios de rotura comúnmente utilizados.

- Cuando R = 1, aparece la rotura.

- Cuando R >1, por ejemplo R = 2, el margen de seguridad es dos; es decir, las tensiones aplicadas pueden multiplicarse por dos sin aparecer rotura.

- Cuando R < 1, por ejemplo R = 0.5, las tensiones aplicadas han excedido la resistencia por un factor de dos. Esto no es físicamente comprensible pero constituye una información útil para el diseño; por ejemplo, la carga puede reducirse a la mitad o duplicar el número de láminas como un factor de corrección. Tales relaciones no pueden ser aplicadas a cargas de flexión porque las tensiones en las láminas o en las fibras y el espesor no están relacionados linealmente.

- Cuando las tensiones o las deformaciones aplicadas son la unidad, la relación de resistencia resultante es la propia resistencia. Esto constituye un método sencillo para calcular la resistencia.

La proporcionalidad de las cargas significa que los vectores de solicitación en el espacio tensión/deformación tienen la misma dirección. Tales vectores podrían definirse desde el origen del espacio deformación/tensión como radios cuando las tensiones o deformaciones aplicadas aumentan. Si existen tensiones iniciales o residuales, los vectores de carga aplicada se definirán a partir de un punto diferente del origen. En este caso deberán realizarse modificaciones en el cálculo de la relación de resistencias. Esto se mostrará posteriormente en este capítulo.

Se van a estudiar los tres criterios de rotura más comunes: tensión máxima, deformación máxima y criterio cuadrático. En los dos primeros criterios, la relación de resistencias se aplica a cada componente de tensión o deformación de la lámina orientada en los ejes de simetría. Se estudia la relación más baja de las tres componentes de tensión o deformación. En el criterio cuadrático, cada tensión o deformación combinada y los correspondientes estados de deformación tienen una única relación de resistencias. Esto puede aplicarse en cualquier eje de referencia, esté la lámina o no orientada con los ejes de simetría. El criterio cuadrático es por lo tanto más flexible y fácil de aplicar que los criterios de tensión o deformación máxima.

2.1.5.4 Criterio de la máxima tensión

Este criterio se aplica calculando las relaciones resistencia/tensión para cada componente. El signo de cada tensión normal determina si se trata de una resistencia de tracción o de compresión. (Números negativos significan compresión). La relación de resistencias más baja entre las siguientes tres ecuaciones determina la relación que define la rotura de la lámina:

$$R_x = \frac{X}{\sigma_x} \text{ si } \sigma_x > 0, \quad \text{ó} \quad R'_x = \frac{X'}{\sigma_x} \text{ si } \sigma_x < 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.173)}$$

$$R_y = \frac{Y}{\sigma_y} \text{ si } \sigma_y > 0, \quad \text{ó} \quad R'_y = \frac{Y'}{|\sigma_y|} \text{ si } \sigma_y < 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.174)}$$

$$R_S = \frac{S}{|\sigma_s|} \qquad \text{(Ec. 2.1.175)}$$

Aplicando las hipótesis de simetría ortótropa, la resistencia de cortadura no tiene signo alguno. Se supone a menudo que existen cinco modos de rotura independiente, estando cada uno de ellos asociado a las componentes de tracción positivas y negativas, tales como tracción longitudinal, compresión longitudinal, etc. Como se estableció en el último capítulo tales asociaciones de modos de rotura a componentes de tensiones no son fiables porque los procesos de rotura son altamente interactivos y mucho más complejos que los simples valores de las componentes de tensiones.

2.1.5.5 Criterio de la máxima deformación

Es muy similar al criterio de la máxima tensión. La máxima deformación para cada ensayo simple se determina mediante el cálculo de la resistencia dividida por el módulo tangente:

$$\varepsilon_x^* = \frac{X}{E_x}, \quad \text{ó} \quad \varepsilon_x^{*\prime} = \frac{X'}{E_x}$$
$$\varepsilon_y^* = \frac{Y}{E_y}, \quad \text{ó} \quad \varepsilon_y^{*\prime} = \frac{Y'}{E_y} \qquad \text{(Ec. 2.1.176)}$$
$$\varepsilon_s^* = \frac{S}{E_s}$$

Dibujando el criterio de la máxima tensión en el espacio de tensiones, o representando el criterio de la máxima deformación en el espacio de deformaciones, se aprecia simplemente un rectángulo. En la figura 2.1.20 se muestra el lugar geométrico rectangular típico en el plano de deformaciones de cortadura nula. Cada una de las líneas del lugar geométrico representa las deformaciones admisibles citadas en la ecuación 2.1.176.

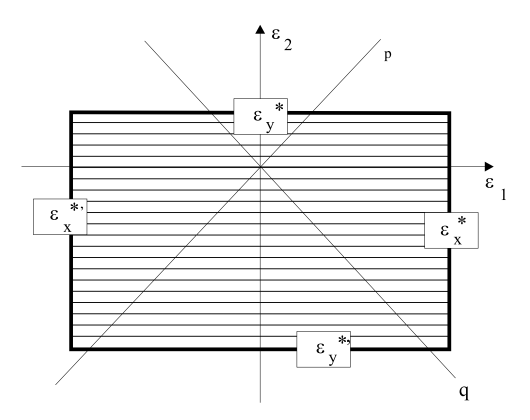


Figura 2.1.20 Criterio de la máxima deformación de una lámina ortótropa en el espacio de deformaciones principales

La relación de resistencias en este criterio se calcula mediante el valor más bajo de las tres relaciones de la deformación máxima dividida por la deformación aplicada, de forma similar al criterio de máxima tensión.

$$R_x = \frac{\varepsilon_x^*}{\varepsilon_x} \quad \text{si} \quad \varepsilon_x > 0, \quad \text{ó} \quad R'_x = \frac{\varepsilon_x^{*'}}{|\varepsilon_x|} \quad \text{si} \quad \varepsilon_x < 0$$

$$R_y = \frac{\varepsilon_y^*}{\varepsilon_y} \quad \text{si} \quad \varepsilon_y > 0, \quad \text{ó} \quad R'_y = \frac{\varepsilon_y^{*'}}{|\varepsilon_y|} \quad \text{si} \quad \varepsilon_y < 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.177)}$$

$$R_s = \frac{\varepsilon_s^*}{|\varepsilon_s|}$$

Como en el criterio de máxima tensión, el signo de las componentes normales de deformación determina si se trata de deformación última de tracción o de compresión. Cada modo de rotura está asociado implícitamente a cada componente de deformación. Se ha supuesto que no existe interacción alguna entre los cinco posibles modos de rotura, de forma similar al criterio de máxima tensión. La geometría rectangular del lugar geométrico de estos criterios implica en sí mismo una no interacción.

Dado que el coeficiente de Poisson es distinto de cero, hay siempre un acoplamiento entre las componentes normales, lo cual genera una discrepancia entre estos dos criterios en las magnitudes de las cargas y los modos asignados responsables de la rotura. Ambos criterios concuerdan únicamente en un estado de cortadura plana y a lo largo de las cuatro líneas de rotura constante debida a tensiones uniaxiales. Como la deformación de un cuerpo está siempre acoplada debido al coeficiente de Poisson siempre distinto de cero, creemos que la rotura está también acoplada. Esta es otra deficiencia importante de los criterios de rotura desacoplados de tensión máxima y deformación máxima. Una vez más, deberíamos evitar profundizar

en modos de rotura simplistas basados en componentes de tensión o deformación máximos de fibra, matriz y modos de rotura de interfase porque la micromecánica de la rotura está altamente acoplada, y ésto impide reducir el problema a modos claramente definidos de dos o tres tipos.

2.1.5.6 Criterio cuadrático en el espacio de tensiones

Una manera fácil de incorporar un criterio de rotura acoplado o interactivo la constituye el criterio cuadrático[18][19][20], que puede explicarse como una generalización de la energía de distorsión de la deformación. No vamos a plantear los criterios de rotura para definir los modos de rotura. Vamos a tratar los criterios de rotura como herramientas útiles de diseño basadas en datos adecuados y disponibles. El criterio en el espacio de tensiones consiste en la suma de productos escalares lineales y cuadráticos como se explica a continuación:

$$F_{ij}\sigma_i\sigma_j + F_i\sigma_i = 1, \quad ij=1, 2, 3, 4, 5, \qquad \text{(Ec. 2.1.178)}$$

Para una lámina delgada ortótropa bajo un estado de tensión plana relativa a los ejes de simetría *x* e *y*, los parámetros de resistencia *F* pueden calcularse a través de la siguiente fórmula:

$$F_{xx} = \frac{1}{XX'}, \quad F_{yy} = \frac{1}{YY'}, \quad F_{ss} = \frac{1}{S^2}$$
$$F_x = \frac{1}{X} - \frac{1}{X'}, \quad F_y = \frac{1}{Y} - \frac{1}{Y'}, \quad F_s = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.179)}$$

Si no existen datos para un test biaxial fiable, el término F_{xy}^* de interacción normalizado puede tratarse como una constante empírica.

$$F_{xy} = F_{xy}^*\left[F_{xx}F_{yy}\right]^{1/2}, \qquad -\frac{1}{2} < F_{xy}^* < 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.180)}$$

El valor numérico del término de interacción normalizado está limitado por el criterio generalizado de von Mises entre -0.5 y 0, lo cual genera resultados prácticamente idénticos a los del criterio de Hill. Este criterio se denominará criterio modificado de Hill. Para materiales compuestos altamente anisótropos, el lugar geométrico de rotura en el espacio de tensiones es un elipsoide muy distorsionado. Preferimos por lo tanto utilizar la representación en el espacio de deformaciones, que discutiremos más adelante. Estudiaremos la sensibilidad de este término de interacción en el capítulo siguiente. Como cada combinación de las componentes de tensión de la ecuación 2.1.178 alcanza su valor máximo cuando el término de la derecha de la igualdad alcanza la unidad, podemos sustituir la ecuación 2.1.171 en la ecuación 2.1.178:

$$\left[F_{ij}\sigma_i\sigma_j\right]R^2 + \left[F_i\sigma_i\right]R - 1 = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.181)}$$

Los valores de las componentes de tensión de la ecuación 2.1.181 son los correspondientes a las tensiones existentes. Para un material dado están especificados los valores de *F*. Para un estado de tensiones dado, los

valores de σ son conocidos. Unicamente necesitamos resolver en la ecuación cuadrática 2.1.181 la relación R resistencia/tensión. La solución correcta es la raíz cuadrada positiva de la fórmula cuadrática; es decir,

$$aR^2+bR-1=0, \qquad a = F_{ij}\sigma_i\sigma_j, b = F_i\sigma_i \qquad \text{(Ec. 2.1.182)}$$

$$R = -\left(\frac{b}{2a}\right) + \left[\left(\frac{b}{2a}\right)^2 + \frac{1}{a}\right]^{1/2} \qquad \text{(Ec. 2.1.183)}$$

El valor absoluto de la raíz conjugada proveniente de la raíz cuadrada negativa da la relación de resistencias cuando los signos de todas las componentes de las tensiones aplicadas están invertidos. Esto es útil para la flexión de una placa simétrica porque las tensiones resultantes en la lámina cambian de signo en las distancias positivas y negativas respecto al plano medio; designando R^+ y R^- respectivamente;

$$R^+ = -\left(\frac{b}{2a}\right) + \left[\left(\frac{b}{2a}\right)^2 + \frac{1}{a}\right]^{1/2} \qquad \text{(Ec. 2.1.184)}$$

$$R^- = -\left(\frac{b}{2a}\right) + \left[\left(\frac{b}{2a}\right)^2 + \frac{1}{a}\right]^{1/2}$$

2.1.5.7 Criterio cuadrático en el espacio de deformaciones

El criterio de tensión plana de la ecuación 2.1.178 puede representarse en el espacio de deformaciones a través de una sustitución directa de la relación tensión-deformación. El criterio de rotura resultante está basado en deformación plana porque se desprecia la deformación distinta de cero a lo largo del espesor. Vamos a representar el criterio de rotura de tensión plana en el espacio de deformaciones. Esto es aceptable si reconocemos que todos los criterios de rotura son puramente empíricos y no analíticos derivables de principios fundamentales.

El criterio de rotura resultante en el espacio de deformaciones es:

$$\varepsilon_j + G_i\varepsilon_i = 1 \qquad \text{(Ec. 2.1.185)}$$

donde:

$$G_{xx} = F_{xx} + Q_{xx}^2 + 2F_{xy}Q_{xx}Q_{xy} + F_{yy}Q_{xy}^2$$
$$G_{yy} = F_{xx}Q_{xy}^2 + 2F_{xy}Q_{xy}Q_{yy} + F_{yy}Q_{yy}^2$$
$$G_{xy} = F_{xx}Q_{xx}Q_{xy} + F_{xy}(Q_{xx}Q_{yy} + Q_{xy}^2) + F_{yy}Q_{xy}Q_{yy}$$
$$G_{ss} = F_{ss}Q_{ss}^2 \qquad \text{(Ec. 2.1.186)}$$
$$G_x = F_xQ_{xx} + F_yQ_y$$
$$G_y = F_xQ_{xy} + F_yQ_{yy}$$

Se ha supuesto que la relación de resistencias basada en las tensiones combinadas es igual a la de deformaciones combinadas, podemos determinar la relación de resistencias usando el criterio de deformación en el espacio de deformaciones:

$$\left[G_{ij}\varepsilon_1\varepsilon_j\right]R^2 + \left[G_i\varepsilon_1\right]R - 1 = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.187)}$$

Podemos aplicar la misma solución a la ecuación cuadrática como antes:

$$aR^2+bR-1=0, \qquad a= G_{ij}\,\boldsymbol{\varepsilon}_i\boldsymbol{\varepsilon}_j, b = G_i\boldsymbol{\varepsilon}_i \qquad \text{(Ec. 2.1.188)}$$

$$R = -\left(\frac{b}{2a}\right) + \left[\left(\frac{b}{2a}\right)^2 + \frac{1}{a}\right]^{1/2} \qquad \text{(Ec. 2.1.189)}$$

Las constantes *a* y *b* son invariantes y tienen el mismo valor en los espacios de tensiones y deformaciones debido a que trabajamos con una teoría lineal. Es preferible la representación de los lugares geométricos de rotura en el espacio de deformaciones porque la teoría de placas laminadas especifica normalmente la deformación; por ejemplo, la deformación es una función lineal del espesor. Los lugares geométricos de rotura son fijos en el espacio de deformaciones y son independientes de otras láminas con ángulos diferentes que pueden existir en un laminado. Pueden analizarse como propiedades del material. Por otra parte, los lugares geométricos de rotura en el espacio de tensiones de láminas individuales en un laminado multidireccional son función de cada laminado. No pueden tratarse como propiedades del material.

2.1.5.8 Datos típicos de resistencia de láminas

Se va a mostrar en la tabla 2.1.13, las resistencias [21] típicas de los materiales compuestos.

Los datos están tomados de varias fuentes. La mayoría de ellos provienen de datos de suministradores del material. Los datos de las dos primeras filas corresponden a láminas unidireccionales de fibra tipo R. Los datos de las filas tercera a quinta corresponden a láminas unidireccionales de fibra tipo E. Los datos de las filas sexta a undécima corresponden a láminas de tejido equilibrado de fibra tipo E.Los datos de la fila

duodécima corresponde a láminas de tejido desequilibrado de fibra tipo E. Finalmente, los datos de las cuatro últimas filas corresponden a laminados de fibra corta.

Tabla 2.1.13 Características resistentes de láminas comerciales

	X(MPA)	X´(MPA)	Y(MPA)	Y´(MPA)	S(MPA)
UNI-R-600	1300.0	1100.0	80.0	70.0	75.00
UNI-R-1200	1600.0	1400.0	70.0	65.0	70.0
UNI-E-1200	500.0	500.0	50.0	50.0	50.00
UNI-E-PRE	1062.0	610.0	31.0	118.0	72.0
UNI-E-500	1000.0	900.0	60.0	60.0	65.00
TEJ-E-500A	196.0	196.0	180.0	180.0	45.00
TEJ-E-500B	400.0	400.0	380.0	380.0	40.00
TEJ-E-580	185.0	180.0	180.0	175.0	45.00
TEJ-E-600	185.0	180.0	180.0	175.0	45.00
TEJ-E-500C	350.0	350.0	320.0	320.0	45.00
TEJ-E-500D	200.0	160.0	200.0	160.0	50.00
MAT-E600A	100.0	100.0	100.0	100.0	30.00
MAT-E300	140.0	140.0	140.0	140.0	30.00
MATE600B	160.0	150.0	160.0	150.0	30.00
MAT-UNIFILO	180.0	180.0	180.0	180.0	30.00

2.1.5.9 Superficie de rotura de láminas no orientadas

Conocemos ahora como transformar las tensiones y deformaciones de láminas no orientadas a láminas orientadas. Los criterios de rotura se aplican normalmente de esta manera. Pero podemos transformar de manera sencilla las tensiones y deformaciones de rotura de una lámina orientada (un punto en la superficie de rotura) a una lámina no orientada sea cual sea el ángulo de orientación de la lámina. Hemos así creado un punto en la superficie de rotura de la lámina no orientada. De hecho, la superficie correspondiente a la lámina no orientada puede generarse a partir de la superficie de la lámina orientada a través de la rotación de un sólido rígido igual a dos veces el ángulo de la lámina, como se muestra en las ecuaciones 2.1.182 y 2.1.183. Esta relación es precisamente la existente en el espacio del círculo de Mohr. Así una vez que se determina el lugar geométrico de rotura de una lámina respecto a sus ejes ortótropos, puede generarse fácilmente el correspondiente a una lámina no orientada. Necesitamos las superficies de rotura de láminas no orientadas porque los laminados de materiales compuestos siempre tienen láminas no orientadas.

Representaremos el lugar geométrico de rotura en el espacio de deformaciones usando el ejemplo mostrado en la figura 2.1.20. Podemos generar fácilmente el laminado [90] a partir del [0] a través de una rotación de un sólido rígido alrededor del eje *p*. Esto es una rotación en torno al eje de cortadura; es decir, la tercera dimensión. Comparando las formas del rectángulo y las variables representadas en cada línea del lugar geométrico entre las figuras 2.1.21 y 2.1.22, la simetría es evidente por sí misma.

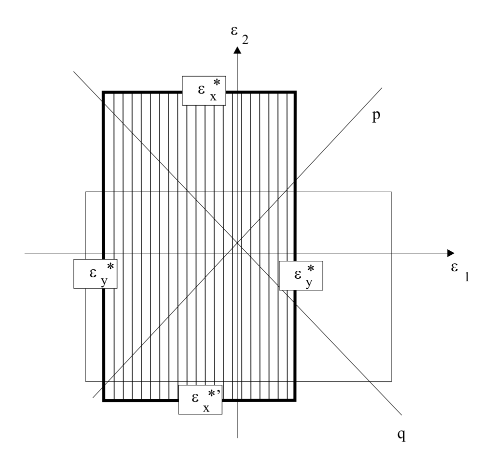


Figura 2.1.21 Lugar geométrico de máxima deformación de [90] con deformaciones principales planas

La siguiente lámina no orientada más sencilla es la correspondiente a 45 grados. El lugar geométrico de rotura de esta lámina está limitado por los valores admisibles de *p* y *q*, definidos en la ecuación 2.1.190.

$$p = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_2}{2}$$

$$q = \frac{\varepsilon_1 - \varepsilon_2}{2} \qquad \text{(Ec. 2.1.90)}$$

$$r = \frac{\varepsilon_6}{2}$$

Estas combinaciones lineales de las componentes de deformación se muestran gráficamente en un círculo de Mohr. Al ser una lámina típicamente unidireccional, podemos suponer que las deformaciones de tracción transversales son menores que las deformaciones de tracción longitudinales. El valor positivo *p* será el menor o el que definirá la deformación. Esto puede verse en la figura 2.1.22 Suponemos además que el valor negativo *p* está definido por la deformación de compresión longitudinal. El valor admisible *q* será simétrico alrededor del eje *p* y tendrá un valor numérico igual al del valor admisible *r*; es decir, la mitad de la deformación de cortadura admisible.

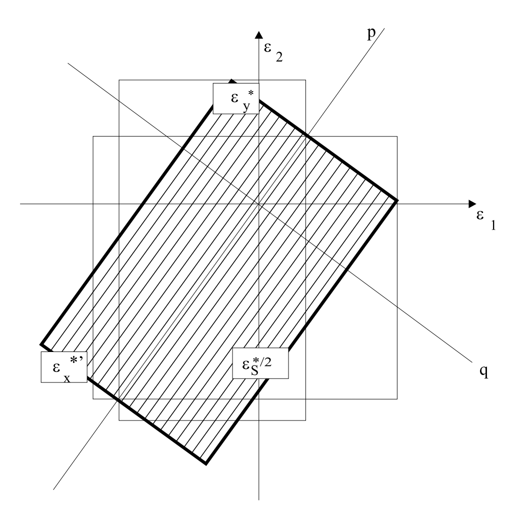


Figura 2.1.22 Lugar geométrico de deformaciones máximas [45] con deformaciones principales planas

2.1.5.10 Roturas sucesivas de lámina

Sea cual sea el criterio de rotura utilizado, éste se aplica a cada lámina dentro de un laminado. La lámina con la relación de resistencia más baja fallará primero generando así la rotura-primera-lámina. El lugar geométrico más interior se muestra en la figura 2.1.23. Es importante indicar que la RPL es el lugar geométrico interior de las láminas intactas. Una vez que la tensión y la deformación aplicadas exceden el lugar geométrico de RPL, las láminas se degradarán con fisuras de matriz/interfase. La degradación de las láminas se estudiará en el capítulo siguiente.

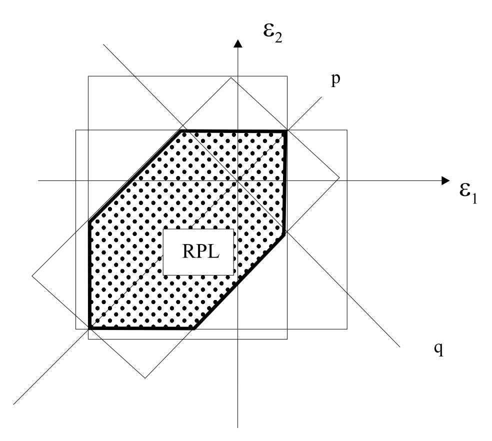


Figura 2.1.23 Lugar geométrico de rotura-primera-lámina de [0/90/+45] usando el criterio de máxima deformación

Los criterios cuadráticos son más sencillos de usar porque cada lámina está gobernada por una única relación de resistencia para cada carga aplicada. Habrá así, tantas relaciones de resistencia como láminas haya en el plano de carga. Se sucederán diferentes roturas de lámina comenzando con la lámina de menor relación de resistencia hasta que se alcance la resistencia última del laminado, lo que se denomina rotura de la última lámina. Resulta más laborioso trabajar con los criterios de máxima tensión o máxima deformación porque debemos tomar tres de las cinco relaciones de resistencia para cada lámina, la menor de las cuales es la relación que define la rotura. Conforme aumenta el número de láminas, aumentará tres veces el número de relaciones de resistencias respecto al criterio cuadrático. Además, el cálculo cuadrático está basado en igualdades y no en desigualdades, las cuales dificultan el cálculo.

En el caso de láminas unidireccionales el modo de rotura más probable correspondiente a la rotura de la primera lámina consiste en fisuras paralelas a la fibra. Las fisuras pueden estar en la propia matriz y/o en la interfase fibra-matriz. Conforme aumenta la carga, el número de fisuras generadas también aumenta. De acuerdo con un análisis de cortadura, estas fisuras están situadas a una cierta distancia mínima de aproximadamente 7 veces el espesor del grupo de láminas; es decir, la distancia entre fisuras adyacentes no puede ser menor que 7 veces el espesor. Dentro de una lámina o un grupo de láminas fisuradas existe una densidad máxima de fisuración entre 10 y 15 fisuras por centímetro.

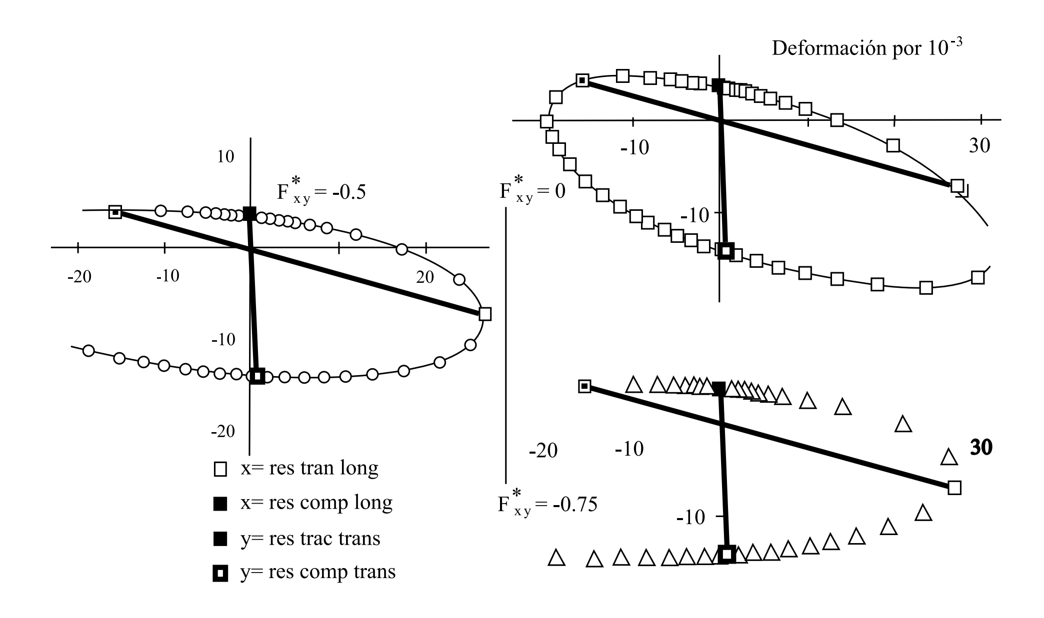


Figura 2.1.24 Diagramas de rotura para una lámina unidireccional de vidrio E/epoxi con V_f= 40 % orientada a 0º. F_{xy}^* toma valores de 0, -0.5 y -0.75

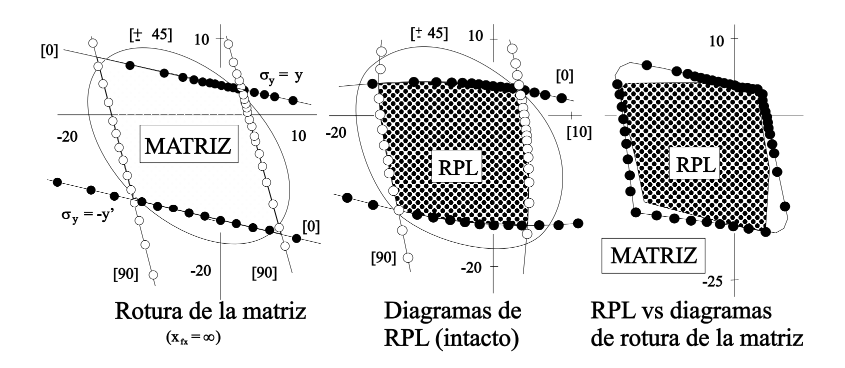


Figura 2.1.25 Comparación de diagramas de rotura para un laminado cuasi-isótropo de vidrio E/ epoxi con V_f= 40 % y matriz de epoxi

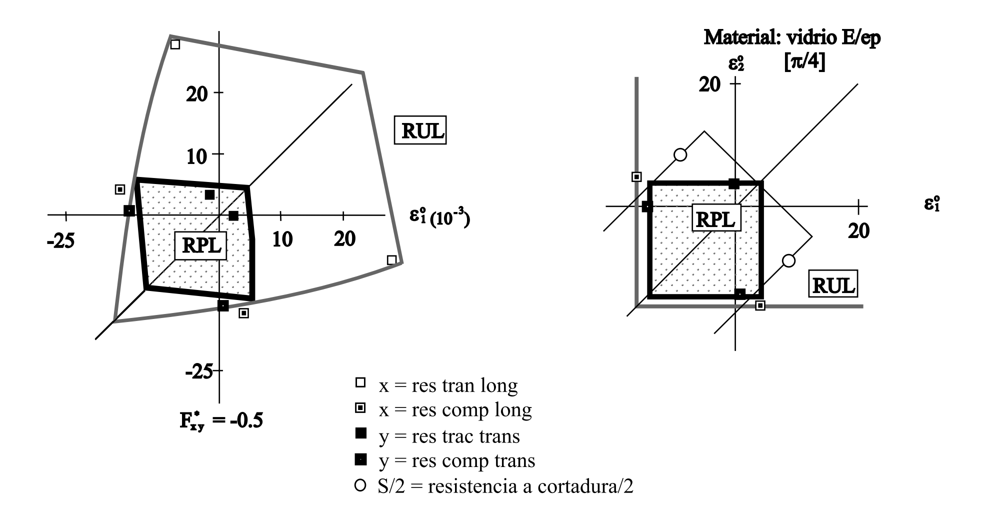


Figura 2.1.26 Comparación de diagramas de RPL y RUL para un laminado cuasi-isótropo de vidrio E/ epoxi con V_f= 40 %

2.1.5.11 Coeficientes de seguridad

Los coeficientes de seguridad *R* son de extrema importancia en el dimensionamiento de piezas de materiales compuestos. Estos coeficientes dependen del proceso de fabricación así como del tipo de trabajo: fluencia, fatiga, largo plazo...

Existen dos formas de expresar el coeficientes de seguridad:

- Mediante la relación *R* resistencia/tensión

- Mediante el límite máximo de deformación

También depende del tipo de aplicación. Actualmente existen coeficientes de seguridad tipificados para aplicaciones muy concretas. Para tanques y depósitos a presión, la norma BS 4994:1987 da el siguiente método para determinar el coeficiente de seguridad R:

$$R=3*k_1 * k_2 * k_3 * k_4 * k_5 \quad \text{(Ec. 2.1.191)}$$

k_1 es un factor que depende del proceso de fabricación. La tabla 2.15 presenta valores para diferentes procesos.

Tabla 2.1.14 Coeficientes de seguridad para diferentes procesos y tipos de trabajo

		M88 315	BS 4994	CODE	AVK	PS 15
Procedimiento	Contacto	1,3-1,6	1,6	1,5	-	-
	Centrifugación	1,3-1,6	1,4	1,3		
	Enrollamiento	1,1-1,7	1,4	1,3		
	Entre molde y contra molde	1,3-1,5	1,4	1,3		
	Proyección	1,8 (*)	3,0	3,0		
Refuerzo	Anisótropo	-	-	-	1,0-1,2	-
	No homogéneo				1,2	
Resina (post curado)		1,1-1,3	1,1-1,5	-	-	-
Fluencia		1,2	1,2-2,0	1,64-2,13		
Fatiga		2,0(***)	1,05-2,0	ó (**)	-	
Largo plazo	Corrosión	-	-	-	-	-
	Temperatura	1,0-1,1	1,0-1,25	-	-	-
	Envejecimiento	-	-	2,04-2,86	1,4	-
Multiplicativo global		2,0	3,0	2,5	2,7	5-10
Límite inferior		-	6	6	6	-
Variación		5,81-12,36	6-67,5	6-21,45	6-10,9	5-10
Límite de alargamiento $^{0}/_{000}$		2	2 ó 0,1 ε_R	2	-	-

Tabla 2.1.15 Factor k_1 en función del método de fabricación

Método de fabricación	Factor k_1
Manual	1.5
Enrollamiento continuo	1.5
Proyección automatizada	1.5
Proyección manual	3.0

k_2 es un factor que depende del comportamiento químico. Este factor será 1.2 para depósitos con liners termoplásticos a menos que la falta de experiencia o de valores experimentales sugieran un valor más alto. Este factor para depósitos sin liners termoplásticos estará en el rango de 1.2 a 2.

k_3 es un factor que depende de la temperatura de diseño y del HDT (heat distortion temperature). La Figura 2.1.27 representa gráficamente valores para diferentes valores de temperatura de diseño y HDT.

k_4 es un factor que depende del número de ciclos. La figura 2.1.28 representa gráficamente valores para diferentes ciclos de carga.

k_5 es un factor que depende del proceso de curado. Cuando el depósito está sometido a un proceso completo de curado incluido el post-curado a la temperatura adecuada, el factor k_5 toma el valor de 1.1. Si el depósito no está sometido a un proceso de curado completo el factor k_5 toma el valor de 1.3 y si la temperatura de operación es mayor o igual de 45 grados, el factor k_5 toma el valor de 1.5.

En términos de máxima deformación, se tomará el valor menor de

- 0.1 ε_r

- 0.2 %

Siendo ε_r, la deformación a rotura de la resina sin reforzar

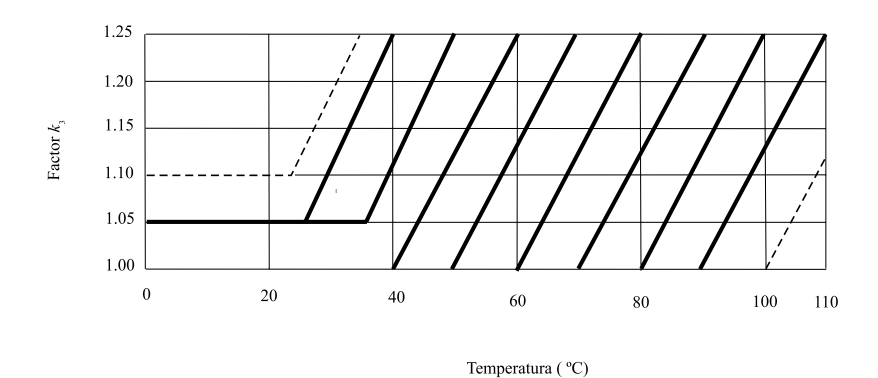


Figura 2.1.27 Factor k_3 en función de la temperatura

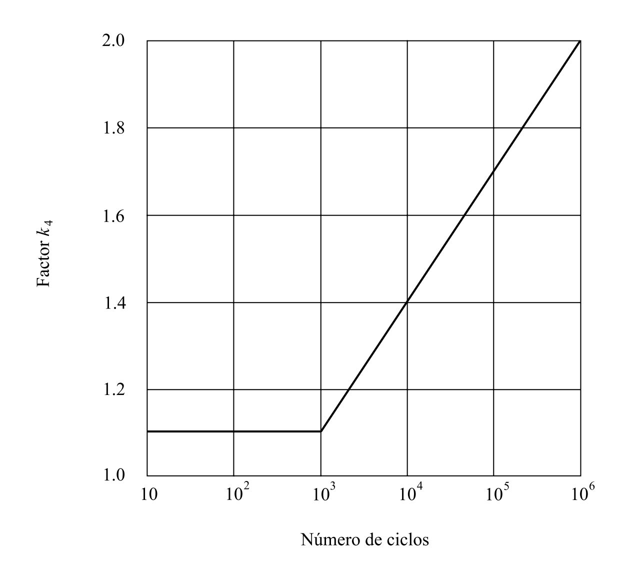


Figura 2.1.28 Factor k_4 en función de número de ciclos

Tabla 2.1.16 Coeficientes de Seguridad por envejecimiento

% de Resistencia a la flexión respecto al valor inicial			% de Módulo de flexión respecto al valor inicial		
Valor inicial		115 MPa	Valor inicial		5580 MPa
	agua destilada	80%		agua destilada	82%
	5% ácido nítrico	69%		5% ácido nítrico	75%
Isopoliester	5% ácido hidroclor	82%	Isopoliester	5% ácido hidroclor	96%
comercial	25% ácido sulfúrico	61%	comercial	25% ácido sulfúrico	96%
	# 2 fuel oil	86%		# 2 fuel oil	96%
	ethyl gasolina	80%		ethyl gasolina	90%
%	regular sin plomo	95%		regular sin plomo	100%
	benceno	80%		benceno	63%
Valor inicial		96 MPa	Valor inicial		4900 MPa
	agua destilada	80%		agua destilada	80%
	5% ácido nítrico	91%		5% ácido nítrico	92%
Atlac 382	5% ácido hidroclor	70%	Atlac 382	5% ácido hidroclor	70%
Bisfenol A	25% ácido sulfúrico	71%	Bisfenol A	25% ácido sulfúrico	72%
poliéster [1]	# 2 fuel oil	100%	poliéster [1]	# 2 fuel oil	100%
%	ethyl gasolina	97%		ethyl gasolina	96%
	regular sin plomo	85%		regular sin plomo	85%
	benceno	80%		benceno	60%
Valor inicial		165 MPa	Valor inicial		8250 MPa
	agua destilada	65%		agua destilada	65%
	5% ácido nítrico	59%		5% ácido nítrico	60%
Derakane	5% ácido hidroclor	72%	Derakane	5% ácido hidroclor	71%
411-45	25% ácido sulfúrico	77%	411-45	25% ácido sulfúrico	78%
vinilester [2]	# 2 fuel oil	86%	vinilester [2]	# 2 fuel oil	86%
	ethyl gasolina	95%		ethyl gasolina	93%
	regular sin plomo	71%		regular sin plomo	69%
	benceno	25%		benceno	25%
Valor inicial		110 MPa	Valor inicial		5900 MPa
	agua destilada	67%		agua destilada	68%
	5% ácido nítrico	78%		5% ácido nítrico	78%
Atlac 4010	5% ácido hidroclor	69%	Atlac 4010	5% ácido hidroclor	71%
Bisfenol A	25% ácido sulfúrico	76%	Bisfenol A	25% ácido sulfúrico	80%
Poliester [1]	# 2 fuel oil	97%	Poliester [1]	# 2 fuel oil	100%
%	ethyl gasolina	89%	%	ethyl gasolina	89%
	regular sin plomo	84%		regular sin plomo	86%
	benceno			benceno	
Valor inicial		145 MPa	Valor inicial		7500 MPa
	agua destilada	65%		agua destilada	65%
	5% ácido nítrico	60%		5% ácido nítrico	60%
Hetron 197	5% ácido hidroclor	58%	Hetron 197	5% ácido hidroclor	58%
Poliester [3]	25% ácido sulfúrico	62%	Poliester [3]	25% ácido sulfúrico	62%
halogenado	# 2 fuel oil	68%	halogenado	# 2 fuel oil	70%
	ethyl gasolina	77%		ethyl gasolina	77%
	regular sin plomo	68%		regular sin plomo	70%
	benceno	41%		benceno	39%

Ejemplo 2.1.12 Calcular un depósito horizontal sometido a 0.2 MN/m^2 de presión interna de 2 m de diámetro, 5 m de longitud y cierre hemisférico. El material es fibra de vidrio E y resina de viniléster con un 40 % en volumen de fibra de vidrio. El proceso es enrollamiento continuo, existirá un liner termoplástico, la temperatura de diseño es 20ºC y utilizando una resina de 60ºC HDT clase C, el número de ciclos es de 10^4 y el depósito no estará sometido a proceso de curado.

Para calcular el coeficiente de seguridad, aplicaremos la fórmula 2.1.191 :

$R = 3 \times k_1 \times k_2 \times k_3 \times k_4 \times k_5$

con :

k_1 = 1.5 (el proceso es enrollamiento continuo)

k_2 = 1.2 (existirá un liner termoplástico)

k_3 = 1.05 (la temperatura de diseño es 20ºC y la resina es de 60ºC HDT clase C)

k_4 = 1.4 (el número de ciclos es de 10^4)

k_5 = 1.3 (el depósito no estará sometido a proceso de curado y la temperatura es 20ºC)

R = 3 x 1.5 x 1.2 x 1.05 x 1.4 x 1.3 = 9.2380

CÁLCULO DE LA PARED CILINDRICA

Tomaremos p = 0.2 MN/m^2 x 9.2380 = 1.8476 MN/m^2

$N_x = p\,a / 2 = 1.8476 \times 10^6$ Pa x 1 m / 2 = 0.9238 * 10^6 N/m

$N_c = p\,a = 1.8476 \times 10^6$ Pa x 1 m = 1.8476 * 10^6 N/m

donde a es el radio del depósito.

Mediante un programa de optimización de laminados, por ejemplo, LAMRANK, podemos determinar el laminado óptimo dados los esfuerzos longitudinal y tangencial. En este caso, suponiendo que cada lámina tiene 0.44 mm de espesor:

El laminado óptimo es : $[0_5/45_4/\text{-}45_4]_s$

Espesor del laminado de la parte cilíndrica es 26 * 0.44 mm = 11.44 mm

2.1.6 VIGAS

2.1.6.1 Introducción

Existe un largo número de aplicaciones de materiales compuestos [22], que se caracterizan por ser estructuras unidimensionales. Mediante procesos de pultrusión, enrollamiento continuo o moldeo por vacío es posible concebir piezas de sección transversal genérica: circular hueca, circular maciza, doble T, U, Z, L, etc.

En el diseño de vigas de materiales compuestos, existen dos fases. Inicialmente se calcula la viga. Esta puede estar trabajando en condiciones estáticas o dinámicas. Puede estar sometida a tracción, a compresión (pandeo), a torsión, a flexión, a cortadura o a esfuerzos combinados, por ejemplo flexión y cortadura. En el presente capítulo se mostrarán técnicas y ejemplos de cálculo de vigas de materiales compuestos.

En segundo lugar, se calcula la unión entre la viga y el resto de la estructura. En el Capítulo 2.1.10, se mostrarán como dimensionar las uniones en materiales compuestos.

2.1.6.2 Tracción

Es usual encontrar vigas de materiales compuestos trabajando a tracción en celosías, donde existen perfiles trabajando a tracción o a compresión ya que las uniones de los perfiles de la celosía se consideran biarticulables.

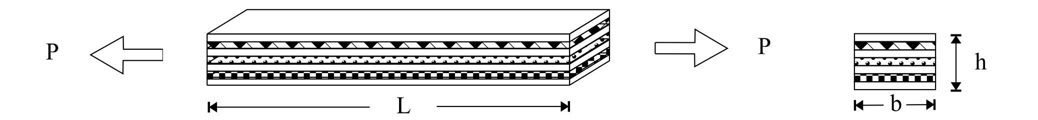


Figura 2.1.29 Viga trabajando a tracción

El cálculo de una viga sometida a tracción es muy sencillo. Según la figura 2.1.29, en una viga de dimensiones *L* (longitud), *b* (anchura) y *h* (espesor), existe una deformación constante a lo largo de la longitud de la viga y del espesor del laminado de valor :

$$\varepsilon_1^0 = \frac{P}{bhE_0^1} \qquad \text{(Ec. 2.1.192)}$$

E_1^0 es la constante ingenieril o módulo longitudinal del laminado y toma el valor:

$$E_1^0 = \frac{\sum h^i E_1^i}{h} \qquad \text{(Ec. 2.1.193)}$$

siendo h^i el espesor de la lámina *i*, y $E_1{}^i$, el módulo longitudinal de la lámina *i*.

El desplazamiento entre extremos de la viga toma el siguiente valor :

$$\delta_1^0 = \frac{PL}{bhE_1^0} \qquad \text{(Ec. 2.1.194)}$$

Si el laminado es unidireccional (todas las fibras están orientadas en la dirección de la viga), la tensión en el laminado es también constante a lo largo del espesor y su valor es:

$$\sigma_1^0 = \frac{P}{bh} \qquad \text{(Ec. 2.1.195)}$$

Si el laminado es multidireccional, la tensión media a lo largo del espesor del laminado sigue siendo P/ (b h) pero la tensión a lo largo del espesor varía lámina a lámina, siendo proporcional a la rigidez longitudinal de cada lámina (figura 2.1.30). Desde el punto de vista de cálculo, la tensión en la lámina *i* toma la siguiente expresión:

$$\sigma_1^i = \frac{Ph^i E_1^i}{bh^2 E_1^0} \qquad \text{(Ec. 2.1.196)}$$

En términos de coeficientes de seguridad, aunque las láminas a 90 grados, sean las menos cargadas, ya que son las que presentan menores rigideces longitudinales, son las que primero rompen, ya que su resistencia es mucho menor que las orientadas a 0 o a 45 grados. En la figura 2.1.31, se represeta un ejemplo de una viga trabajando a tracción cuyo laminado es cuasi-isótropo. Se representan deformaciones, tensiones y coeficientes de seguridad a lo largo del laminado y se aprecia como el coeficiente de seguridad más bajo se presenta en la lámina orientada a 90 grados.

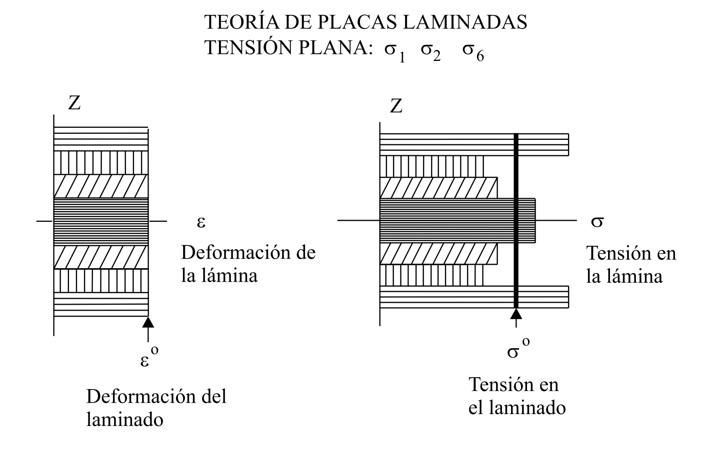


Figura 2.1.30 Distribución de tensiones de tracción s_1 a lo largo del espesor. Lámina unidireccional de vidrio E / epoxi, (0/90/45/30)s

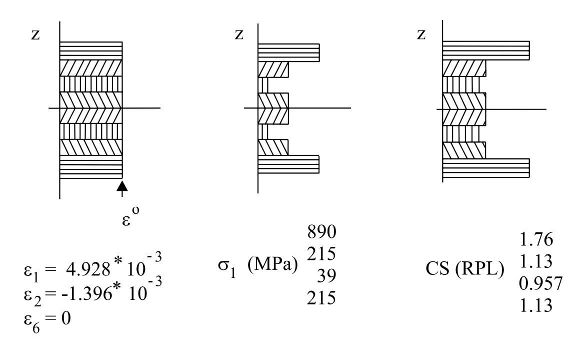


Figura 2.1.31 Distribución de deformaciones, tensiones y coeficientes de seguridad en un laminado $[0/45/90/-45]_s$

2.1.6.3 Compresión (pandeo)

Una viga trabajando a compresión [23] se calcula de la misma forma que una viga trabajando a tracción. Siguen siendo válidas las fórmulas (Ec. 2.1.192), (Ec. 2.1.194) y (Ec. 2.1.196) para determinar la deformación, el desplazamiento y las tensiones respectivamente.

Cuando una viga es sometida a una carga de compresión, puede existir un problema de inestabilidad (pandeo). Este problema es más importante en materiales compuestos que en materiales como el acero, ya que la inestabilidad aumenta con la flexibilidad, y los materiales compuestos son más flexibles que el acero. La carga de compresión axial para la que una viga comienza a ser inestable se conoce como carga crítica de pandeo.

La comprobación de inestabilidad de vigas de materiales compuestos es muy simple, ya que como se aprecia en la figura 2.1.32, la formulación de Euler se ajusta muy bien a los datos experimentales obtenidos con nuestros materiales.

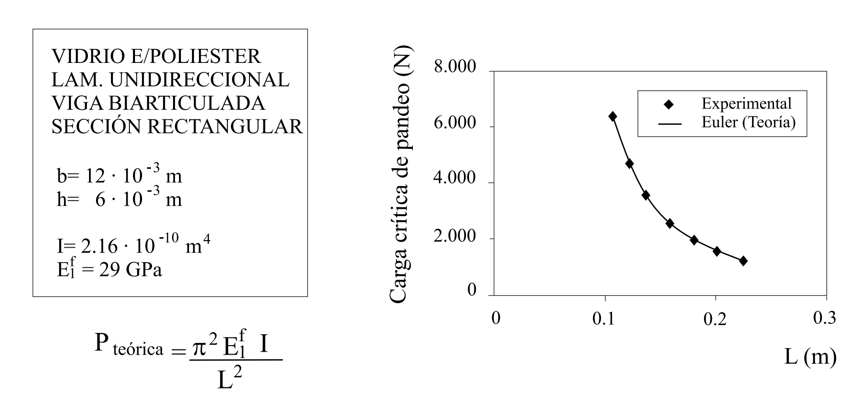


Figura 2.1.32 Comparación de la Formulación de Euler con resultados experimentales de perfiles rectangulares macizos de pultrusión

Para deducir la carga crítica de pandeo de una viga es necesario partir de la ecuación general para vigas laminadas.

$$E_1^f I \frac{d^4\delta^0}{dx^4} + P\left(\delta^0\right)\frac{d^2\delta^0}{dx^2} = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.197)}$$

Siendo

$$\delta^0 = \delta_e^0 + \delta \qquad \text{(Ec. 2.1.198)}$$

donde la deflexión δ^0 es debida a la suma de la deflexión hasta el momento del equilibrio δ_e^0 más la debida al pandeo δ. La constante E_1^f es la constante ingenieril de flexión, explicada en el capítulo 2.1.3.

Se puede comprobar que δ_e^0 cumple la (Ec. 2.1.197) por lo que integrando dos veces respecto a *x* obtenemos

$$\frac{d^2\delta}{dx^2} + \frac{P}{E_1^f}\delta = k_1 x + k_2 \qquad \text{(Ec. 2.1.199)}$$

siendo la solución general a la ecuación anterior

$$\delta(x) = c_1 \operatorname{sen}(\lambda x) + c_2 \cos(\lambda x) + c_3 x + c_4$$

donde:

$$\lambda = \frac{P}{E_1^f I}, \qquad c_3 = \frac{k_1}{\lambda^2}, \qquad c_4 = \frac{k_2}{\lambda^2} \qquad \text{(Ec. 2.1.200)}$$

Los valores de λ para los que la solución de la ecuación 2.1.200 no es nula son los que determinan la carga de pandeo mediante la siguiente ecuación

$$P = \left(E_1^f I\right) \cdot \lambda^2 \qquad \text{(Ec. 2.1.201)}$$

El valor más pequeño de *P* será la carga crítica de pandeo y vendrá dado por el valor más pequeño de λ.

Viga biapoyada

Las condiciones de contorno para una viga biapoyada de longitud *L* son

$$\delta^0(0) = 0, \quad \delta^0(L) = 0, \quad M_1(0) = 0, \quad M_1(L) = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.202)}$$

lo que implican que

$$(/0) = 0, \quad (/L) = 0, \quad \frac{d^2}{dx^2}/(0) = 0, \quad \frac{d^2}{dx^2}/(L) = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.203)}$$

aplicando estas condiciones a la ecuación 2.1.200 obtenemos

$$\begin{aligned}
&\delta(0) = 0 \quad \Rightarrow \quad c_2 + c_4 = 0 \\
&\frac{d^2\delta}{dx^2}(0) = 0 \quad \Rightarrow \quad -c_2\lambda^2 = 0 \quad \Rightarrow \quad c_2 = 0, \quad c_4 = 0 \\
&\delta(L) = 0 \quad \Rightarrow \quad c_1 \operatorname{sen}(\lambda L) + c_3 L = 0 \\
&\frac{d^2\delta}{dx^2}(L) = 0 \quad \Rightarrow \quad c_1 \operatorname{sen}(\lambda L) = 0 \quad \Rightarrow \quad c_3 = 0
\end{aligned} \qquad \text{(Ec. 2.1.204)}$$

Para una solución no trivial

$$c_1 \operatorname{sen}(\lambda L) = 0 \quad \text{implica que} \quad \lambda L = n\pi, \; n = 1,2,\cdots \qquad \text{(Ec. 2.1.205)}$$

Sustituyendo el valor de λ para n=1 en la ecuación 2.1.201 obtenemos la carga crítica

$$P_{cr} = \left(\frac{\pi}{L}\right)^2 E_1^f I = \left(\frac{\pi^2}{12}\right)\frac{E_1^f bh^3}{L^2} \qquad \text{(Ec. 2.1.206)}$$

Viga biempotrada

Las condiciones de contorno en este caso son

$$\delta^0(0) = 0, \quad \delta^0(L) = 0, \quad \frac{d\delta^0}{dx}(0) = 0, \quad \frac{d\delta^0}{dx}(L) = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.207)}$$

Lo que implica

$$(0) = 0, \quad (L) = 0, \quad \frac{d}{dx}(0) = 0, \quad \frac{d}{dx}(L) = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.208)}$$

Aplicando estas condiciones a la Ec. 2.1.200 obtenemos el siguiente sistema de ecuaciones

$$\begin{aligned}
&\delta(0) = 0 && \Rightarrow \quad c_2 + c_4 = 0 \\
&\frac{d\delta}{dx}(0) = 0 && \Rightarrow \quad c_1\lambda + c_3 = 0 \\
&\delta(L) = 0 && \Rightarrow \quad c_1 \operatorname{sen}(\lambda L) + c_2 \cos(\lambda L) + c_3 L + c_4 = 0 \\
&\frac{d\delta}{dx}(L) = 0 && \Rightarrow \quad c_1\lambda \cos(\lambda L) - c_2\lambda \operatorname{sen}(\lambda L) + c_3 = 0
\end{aligned} \qquad \text{(Ec. 2.1.209)}$$

Resolviendo el sistema para una solución no trivial se obtiene el valor del parámetro λ

$$\lambda_{2n-1} L = 2n\pi \qquad \text{(Ec. 2.1.210)}$$

y sustituyendo en la ecuación 2.1.201 para n=1 se obtiene la carga crítica de pandeo

$$P_{cr} = E_1^f I \cdot \left(\frac{2\pi}{L}\right)^2 = \left(\frac{\pi^2}{3}\right)\frac{E_1^f bh^3}{L^2} \qquad \text{(Ec. 2.1.211)}$$

Viga en voladizo

Las condiciones de contorno en este caso son

$$\delta^0(0) = 0, \quad \frac{d\delta^0}{dx}(0) = 0, \quad M_1(L) = 0, \; V_1(L) = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.212)}$$

lo que implica que

$$\delta(0) = 0, \quad \frac{d\delta}{dx}(0) = 0, \quad \left(\frac{d^3\delta}{dx^3}(L) + \lambda^2 \frac{d\delta}{dx}(L) \right) = 0, \quad \frac{d^2\delta}{dx^2}(L) = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.213)}$$

Aplicando estas condiciones a la ecuación 2.1.201y operando de forma análoga a los ejemplos anteriores se puede llegar a obtener el valor de la carga crítica que viene dado por

$$P_{cr} = \left(\frac{\pi}{2L} \right)^2 E_1^f I = \frac{\pi^2 bh^3 E_1^f}{48L^2} \qquad \text{(Ec. 2.1.214)}$$

En la figura 2.1.33 se muestran un cuadro resumen con las cargas críticas de pandeo de los tres casos desarrollados anteriormente.

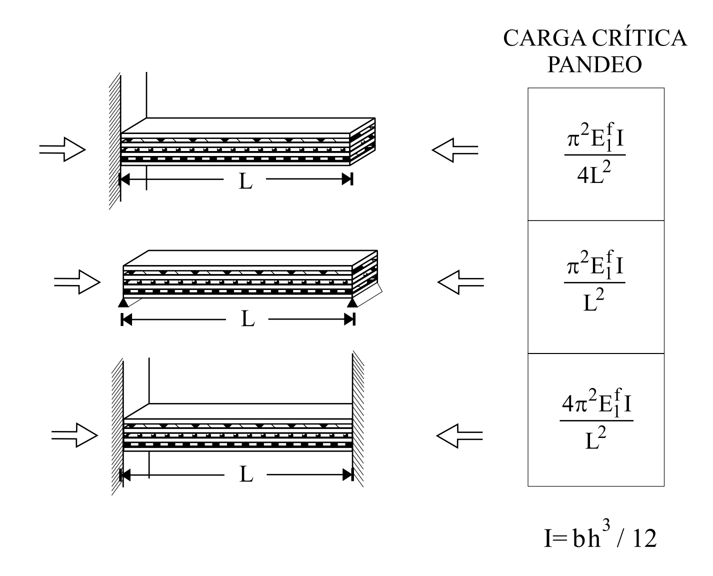


Figura 2.1.33 Cargas críticas de pandeo para diferentes condiciones de contorno, según las ecuaciones de Euler

2.1.6.4 Torsión

En aplicaciones como árboles de transmisión o elementos estructurales genéricos que soportan dobles flexiones, la viga de materiales compuestos está trabajando a torsión.

Una viga trabajando a torsión está sometida a esfuerzos en el plano. En el caso de una torsión pura sin tracción ni compresión, únicamente existe o deformación de cortadura en el plano del laminado.

En la figura 2.1.34 se representan las fórmulas de giro máximo, deformación de cortadura en el plano, constante ingenieril a torsión y tensión de cortadura en el plano.

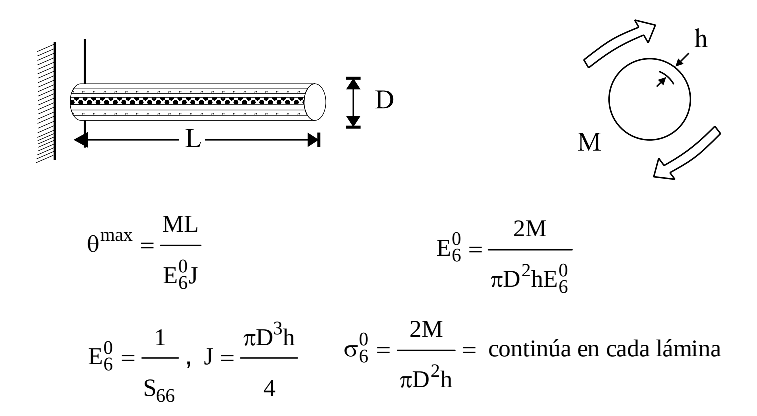


Figura 2.1.34 Desplazamientos, deformaciones y tensiones pata el caso de una viga trabajando a torsión

En la figura 2.1.35 se representa la distribución de tensiones de cortadura en el plano a lo largo del espesor de una viga sometida a torsión.

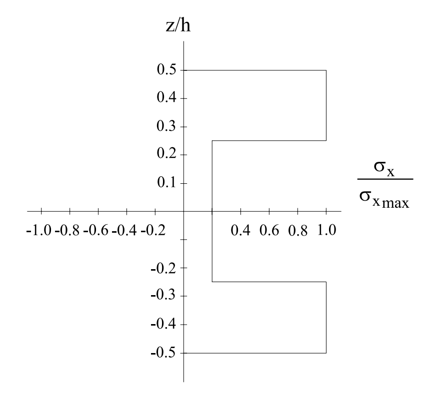


Figura 2.1.35 Distribución de tensiones de torsión s_6 a lo largo del espesor. Lámina unidireccional de vidrio E / epoxi, Vf=40 %,(0/90)s

2.1.6.5 Flexión

Vigas delgadas

Se define como viga delgada aquella cuyo ratio longitud/espesor es grande, en general, mayor que diez:

$$\frac{1}{h} > 10 \qquad \text{(Ec. 2.1.215)}$$

Sea una viga de materiales compuestos trabajando a flexión. En principio, existen tres formas de disponer el laminado en un caso de flexión de vigas:

a) el plano de las láminas es perpendicular a la dirección de carga.

b) el plano de las láminas es paralelo a la dirección de carga.

c) todas las láminas son unidireccionales y están orientadas en la dirección de la viga.

Lo más habitual es disponer las láminas según la disposición a) porque se puede jugar con el orden de colocación de las láminas y colocar las más rígidas en las parte exterior (inferior o superior), consiguiendo de esta forma el momento de inercia y el módulo resistente óptimos. También es típico trabajar con vigas cuyas fibras están orientadas en la dirección de la viga, o disposición c), en este caso, el método de fabricación es la pultrusión.

Ahora bien, en algunos casos, por motivos constructivos o por restricciones de diseño, hay que colocar las láminas según la disposición b). Por lo tanto en este apartado se van a estudiar las tres configuraciones.

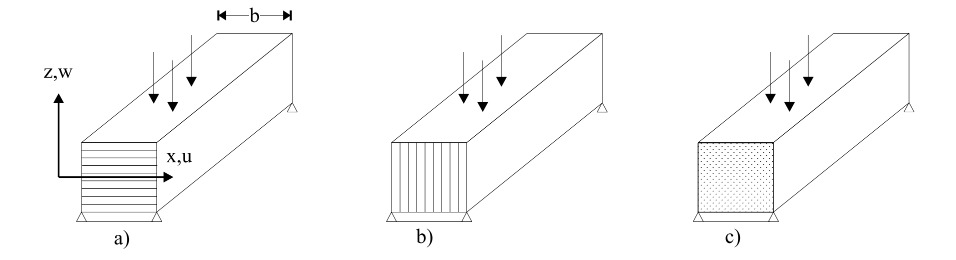


Figura 2.1.36 Disposiciones de una viga de materiales compuestos trabajando a flexión

En una viga genérica trabajando a flexión se tiene que la deformación debida a la flexión es igual a la coordenada z multiplicada por la curvatura:

$$\varepsilon = \frac{-z\delta^2 w}{\delta x^2} = zk_x = \frac{zM_x}{J} \qquad \text{(Ec. 2.1.216)}$$

Análogamente, la tensión en un punto de la viga será igual a la deformación en ese punto multiplicada por el módulo de elasticidad a flexión:

$$\sigma = \frac{-zE_f \delta^2 w}{\delta x^2} = \frac{zE_f M_x}{J} \qquad \text{(Ec. 2.1.217)}$$

para el caso a) el laminado está trabajando a flexión. Por lo tanto, las relaciones entre momentos y curvaturas estarán dadas por la matriz de flexión o [D]:

$$M_x = D_{11} \; k_x + D_{12} \; k_y$$

$$0 = D_{12} \; k_x + D_{22} \; k_y \qquad \text{(Ec. 2.1.218)}$$

Por la tanto, la relación entre el momento y la curvatura de flexión en la dirección x estará dada por:

(Ec. 2.1.219)

$$M_x = \frac{D_{11} - D_{12}^2}{D_{22}} k_x$$

Combinando las ecuaciones (Ec. 2.1.216) y (Ec. 2.1.219) se obtiene el valor de J, como el producto de la anchura de la viga b por una expresión función de los términos de la matriz [D]:

(Ec. 2.1.220)

$$J = b\frac{D_{11} - D_{12}^2}{D_{22}}$$

En general, en vigas de materiales compuestos, la anchura es mucho menor que la longitud de la viga, por lo tanto el término relacionado con el coeficiente de Poisson $D^2{}_{12}/D_{22}$ es despreciable frente a la rigidez a flexión longitudinal D_{11} . Por lo tanto se puede poner:

$$J = \frac{b}{3}\sum E_{xk}\left(h_k^3 - h_{k-1}^3\right)$$ (Ec. 2.1.221)

o bien

$J = E_f\ I$ (Ec. 2.1.222)

con

$$E_f = \frac{1}{d_{11}^*} = \frac{12D_{11}}{h^3}$$ (Ec. 2.1.223)

$$I = \frac{bh^3}{12}$$ (Ec. 2.1.224)

En la tabla 2.1.17 se muestran los valores de momentos M_x y flechas para varios tipos de vigas.

Para el caso b) el laminado está trabajando a tensión plana. Por lo tanto, las relaciones entre momentos y curvaturas estarán dadas por la matriz de flexión o *A*:

$M_x = A_{11}\ k_x + A_{12}\ k_y$ (Ec. 2.1.225)

$0 = A_{12}\ k_x + A_{22}\ k_y$ (Ec. 2.1.226)

Por lo tanto, la relación entre el momento y la curvatura de flexión en la dirección *x* estará dada por:

$$M_x = \frac{A_{11} - A_{12}^2}{A_{22}} k_x$$ (Ec. 2.1.227)

Tabla 2.1.17 Valores de momentos y flechas en vigas con distintas condiciones de carga y de contorno

TIPO DE CARGA	M_{max}	M*	δ_{max}	δ*
P	PL	1	$PL^3/3E^fI$	1
	PL/4	1/4	$PL^3/48E^fI$	1/16
	PL/8	1/8	$PL^3/192E^fI$	1/64
q	$qL^2/2$	1	$qL^4/8E^fI$	1
	$qL^2/8$	1/4	$5qL^4/384E^fI$	5/48
	$qL^2/12$	1/6	$qL^4/384E^fI$	1/48

Combinando las ecuaciones (Ec. 2.1.216) y (Ec. 2.1.227) se obtiene el valor de J, como el producto de la anchura de la viga b por una expresión función de los términos de la matriz [D]:

$$J = \frac{h^3}{12} \cdot \frac{A_{11} - A_{12}^2}{A_{22}} \qquad \text{(Ec. 2.1.228)}$$

En general, en vigas de materiales compuestos, la anchura es mucho menor que la longitud de la viga, por lo tanto el término relacionado con el coeficiente de Poisson A^2_{12}/A_{22} es despreciable frente a la rigidez a flexión longitudinal A_{11} . Por lo tanto se puede poner:

$$J = \frac{h^3}{12} \sum E_{xk}\left(h_k - h_{k-1}\right) \qquad \text{(Ec. 2.1.229)}$$

o bien $J = E_x I$ (Ec. 2.1.230)

con

$$E_x = \frac{1}{a_{11}^*} = \frac{A_{11}}{b} \qquad \text{(Ec. 2.1.231)}$$

$$I = \frac{bh^3}{12}$$ (Ec. 2.1.232)

Para vigas dispuestas según b) se pueden también utilizar la tabla 2.1.17 sustituyendo E_f por E_x.

Para vigas dispuestas según la forma c) se puede utilizar cualquiera de los métodos descritos aquí para las vigas tipos a) y b)

Vigas gruesas

Se define viga gruesa a aquella cuya relación longitud/espesor es pequeña, en general, menor que diez:

$$\frac{1}{h} < 10$$ (Ec. 2.1.233)

En este caso, se debe considerar la influencia del efecto de tensión de cortadura interlaminar.

$$Q_5 = A_{45}\gamma_4 + A_{44}\gamma_5 = \frac{Q_5}{bJ}$$ (Ec. 2.1.235)

En la tabla 2.1.18 se han representado los valores de esfuerzos cortantes Q y flechas para varios tipos de vigas.

Tabla 2.1.18 Valores de esfuerzos cortantes y flechas en vigas con distintas condiciones de carga y de contorno

TIPO DE CARGA	Q_{max}	Q*	δ_{max}	δ*
P	P	1	PL/AG	1
	P/2	1/2	PL/4AG	1/4
	P/2	1/2	$PL^3/192E^fI$	1/4
q	qL	1	$qL^2/2AG$	1/2
	qL/2	1/2	$qL^2/8AG$	1/8
	qL/2	1/2	$qL^2/8AG$	1/8

Perfiles

Para el caso de perfiles, las ecuaciones de comportamiento, coinciden con las señaladas en el apartado correspondiente a vigas.

En un perfil genérico trabajando a flexión se tiene que la deformación debida a la flexión es igual a la coordenada *z* multiplicada por la curvatura:

$$\varepsilon = \frac{-z\delta^2 w}{\delta x^2} = zk_x = \frac{zM_x}{J} \qquad \text{(Ec. 2.1.235)}$$

Análogamente, la tensión en un punto de la viga será igual a la deformación en ese punto multiplicada por el módulo de elasticidad a flexión:

$$\sigma = \frac{-zE_x\delta^2 w}{\delta x^2} = \frac{zE_x M_x}{J} \qquad \text{(Ec. 2.1.236)}$$

La única diferencia con respecto al método visto en vigas radica en el calculo de *J*. En este caso, según la figura 2.1.37. Inicialmente hay que calcular la altura correspondiente al centro de inercia. En segundo lugar hay que distinguir entre laminas dispuestas en posición horizontal, o láminas tipo 1 y las dispuestas en posición vertical o tipo 2. En este caso, no se puede sustituir *J* por el producto de *E * I*.

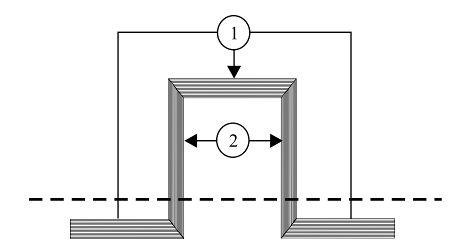


Figura 2.1.37 Esquema de una sección general de un perfil, indicando láminas tipo 1 (horizontales) y tipo 2 (verticales)

Para las láminas tipo 1, se aplicará la fórmula vista para las vigas denominadas a), considerando h_k y h_{k-1} las distancias desde el plano superior de la lámina y desde el plano inferior de la línea al centro de inercia de la sección respectivamente.

$$J_1 = \frac{b}{3}\sum E_{xk}\left(h_k^3 - h_{k-1}^3\right) \qquad \text{(Ec. 2.1.237)}$$

Para las láminas tipo 2, se aplicará la fórmula vista para las vigas denominadas b), siendo en este caso $h_k - h_{k-1}$ el espesor de cada lámina y *h*, la longitud vertical de cada lámina.

$$J_2 = \frac{h^3}{12}\sum E_{xk}\left(h_k - h_{k-1}\right) \qquad \text{(Ec. 2.1.238)}$$

Por lo tanto, la *J* del perfil vendrá dada por:

$J = J_1 + J_2$ (Ec. 2.1.239)

2.1.6.6 Cortadura interlaminar

Los fenómenos interlaminares aparecen en laminados en diferentes casos:

- En tracción y compresión, aparece un fenómeno interlaminar en el borde libre cuando se trata de laminados multidireccionales.
- En flexión aparece un fenómeno interlaminar, en el plano medio del laminado y zonas adyacentes.
- En áreas de concentración de tensiones tridimensionales como: puntos de aplicación de la carga, agujeros, uniones, zonas de cambio de espesor...

En flexión, el concepto de cortadura interlaminar cobra especial importancia cuando el laminado es grueso, es decir cuando la relación entre la longitud fundamental y el espesor del laminado es aproximadamente menor de 10.

Como ejemplo, se ha representado en la figura 2.1.38, la relación resistencia / tensión en función de la relación longitud espesor en una viga biapoyada cargada puntualmente en el centro y realizada por un laminado unidireccional de fibra de vidrio *E* y *Vf* = 50%. En esta gráfica, aparece una zona horizontal correspondiente a la zona de laminado grueso, esto quiere decir que el modo de rotura corresponde a cortadura interlaminar

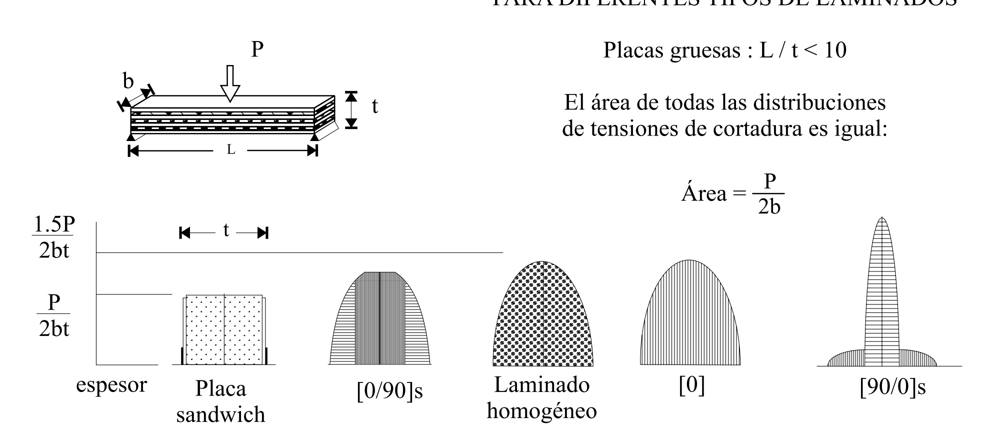


Figura 2.1.38 Distribuciones de tensiones interlaminares de cortadura para diferentes disposiciones de materiales compuestos

Su valor se puede calcular como:

$$\text{resistencia / tensión} = \frac{3Sbt}{P} \qquad \text{(Ec. 2.1.240)}$$

A partir de L/e = 7, el modo de rotura es por flexión y su valor es:

$$\text{resistencia / tensión} = \frac{2eXbt}{3LP} \qquad \text{(Ec. 2.1.241)}$$

Siendo:

t : espesor del laminado

L : longitud de la viga

P : carga puntual en el centro de la viga

X : mínimo de resistencia a tracción o compresión del laminado.

S : resistencia a cortadura interlaminar del laminado

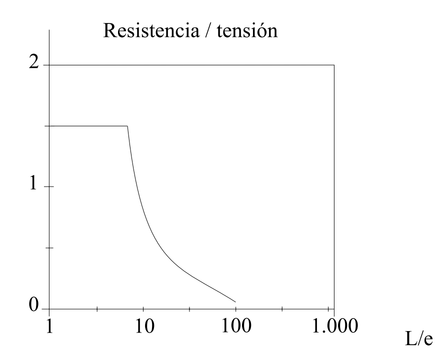


Figura 2.1.39 Relación entre resistencia/tensión y L/e en un laminado

En cuanto a la distribución de tensiones de cortadura interlaminar a lo largo de la longitud de la viga, se representa en la figura 2.1.39 la distribución en el plano de simetría según la teoría clásica de vigas y según las ecuaciones de equilibrio. Se aprecian diferencias sustanciales.

DISTRIBUCIONES DE TENSIONES DE
CORTADURA A LO LARGO DE LA LONGITUD

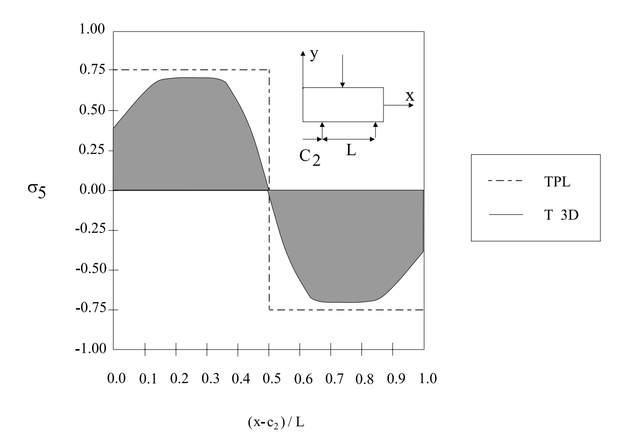


Figura 2.1.40 Distribución de tensiones de cortadura interlaminar a lo largo de la longitud de la viga en un caso de flexión 3 puntos

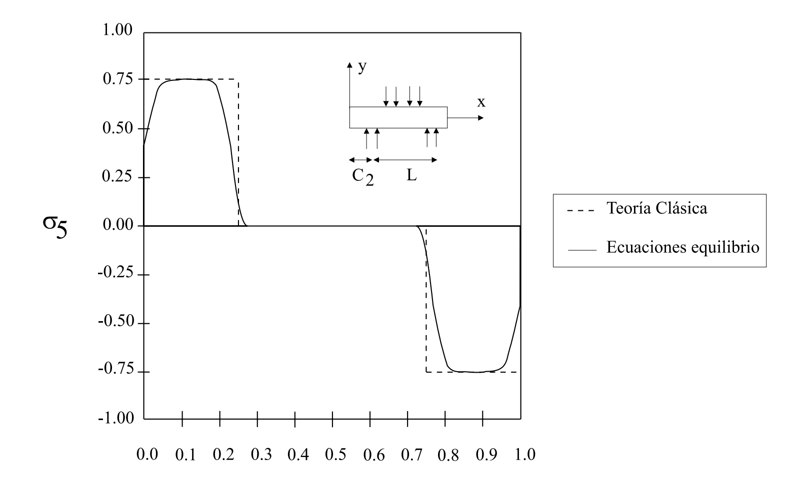


Figura 2.1.41 Distribución de tensiones de cortadura interlaminar a lo largo de la longitud de la viga en un caso de flexión 4 puntos

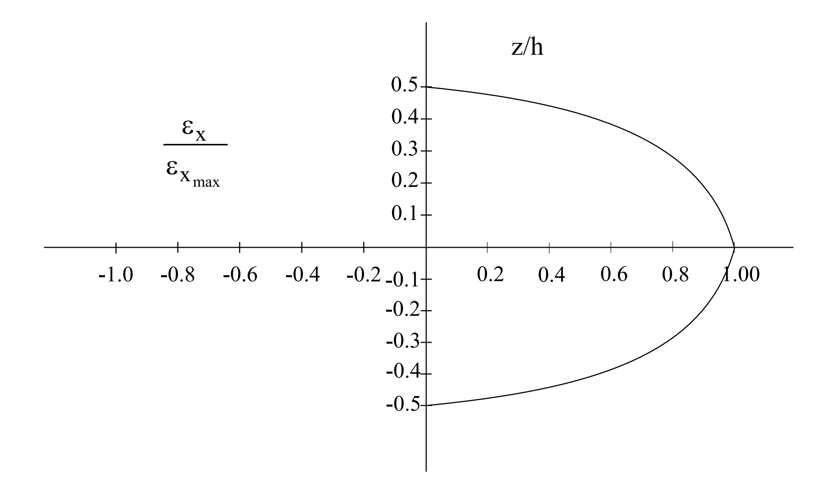


Figura 2.1.42 Distribución de deformaciones de cortadura interlaminar a lo largo del espesor para una viga trabajando a flexión. Lámina unidireccional de vidrio E / epoxi, Vf=40 %

Pandeo de un tubo a flexión

Un tubo trabajando a flexión, puede presentar un problema de pandeo local. Según la figura 2.1.43, Timoshenko da la siguiente fórmula para el momento crítico:

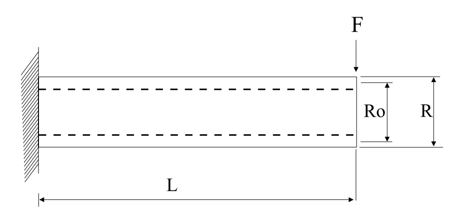


Figura 2.1.43 Pandeo de un tubo trabajando a flexión

$$M_{cr} = \frac{c\pi t E_f \left(R_0^4 - (R_0 - t)^4\right)}{4R_0^2\sqrt{3(1-\nu^2)}} \qquad \text{(Ec. 2.1.242)}$$

c : factor corrector de valor 0.40.

2.1.6.7 Frecuencias de vibración

A continuación se van a representar las frecuencias naturales más bajas de vigas de materiales compuestos para diferentes condiciones de contorno, donde *h* y ρ son el espesor y la densidad del laminado, respectivamente.

Para vibración natural se asume que la solución es periódica y tiene la forma

$$\omega_0(x,t) = \delta(x)\cdot e^{i\omega t}, \quad i=\sqrt{-1} \qquad \text{(Ec. 2.1.243)}$$

Partiendo de la ecuación general para vigas laminadas, incluyendo los términos de inercia,

$$E_1^f I \frac{d^4\delta}{dx^4} - bP\frac{d^2\delta}{dx^2} = \omega^2 I_0^*\delta - \omega^2 I_2^*\frac{d^2\delta}{dx^2} \qquad \text{(Ec. 2.1.244)}$$

y definiendo los términos *p*, *q* y *r llegamos a la expresión*

$$p\frac{d^4\delta}{dx^4} + q\frac{d^2\delta}{dx^2} - r\delta = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.245)}$$

$$p\frac{d^4\delta}{dx^4} + q\frac{d^2\delta}{dx^2} - r\delta = 0$$

$$p = E_1^f I, \quad q = \omega^2 I_2^* - bP, \quad r = \omega^2 I_0^*$$
$$I_0^* = bI_0, \quad I_2^* = bI_2, \quad I_i = \int_{-h/2}^{h/2} \rho\cdot z^i dz \quad (i=0,1,2)$$

cuya solución general viene dada por la siguiente ecuación

$$\delta(x) = c_1 \operatorname{sen}\lambda x + c_2\cos\lambda x + c_3\operatorname{senh}\mu x + c_4\cosh\mu x$$
$$\lambda = \sqrt{\frac{1}{2p}\left(q+\sqrt{q^2+4pr}\right)}, \quad \mu = \sqrt{\frac{1}{2p}\left(-q+\sqrt{q^2+4pr}\right)} \qquad \text{(Ec. 2.1.246)}$$

Las ecuación que definen λ y μ las podemos expresar como

$$\left(2p\lambda^2 - q\right)^2 = q^2 + 4pr \quad \Rightarrow \quad p\lambda^4 - q\lambda^2 - r = 0$$
$$\left(2p\mu^2 - q\right)^2 = q^2 + 4pr \quad \Rightarrow \quad p\mu^4 - q\mu^2 - r = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.247)}$$

Si sustituimos los valores de *p*, *q* y *r* (Ec. 2.1.245 en la (Ec. 2.1.247) y la resolvemos para ω^2 obtenemos las siguientes expresiones

$$\omega^2 = \lambda^4\left(\frac{E_1^f I}{I_0^*}\right)\left(\frac{1+P_1}{1+R_1}\right), \quad P_1 = \frac{bP}{E_1^f I\lambda^2}, \quad R_1 = \frac{I_2^*}{I_0^*}\lambda^2$$
$$\omega^2 = \mu^4\left(\frac{E_1^f I}{I_0^*}\right)\left(\frac{1+P_2}{1+R_2}\right), \quad P_2 = \frac{bP}{E_1^f I\mu^2}, \quad R_2 = \frac{I_2^*}{I_0^*}\mu^2 \qquad \text{(Ec. 2.1.248)}$$

Las dos expresiones anteriores son la misma por lo que cualquiera de las dos se puede utilizar para calcular la frecuencia ω una vez que se ha calculado λ. Si la carga axial es nula la (Ec. 2.1.248) queda de la siguiente forma.

$$\omega^2 = \lambda^4 \frac{E_1^f I}{I_0^*}\left(1 - \frac{I_2^* \lambda^2}{I_0^* + I_2^* \lambda^2}\right) = \mu^4 \frac{E_1^f I}{I_0^*}\left(1 + \frac{I_2^* \mu^2}{I_0^* - I_2^* \mu^2}\right) \qquad \text{(Ec. 2.1.249)}$$

En esta expresión se aprecia que el momento de inercia de rotación decrece la frecuencia natural de vibración. Si se omite tenemos que $\lambda = \mu$ y por lo tanto

$$\omega = \lambda^2 a_0, \quad a_0 = \sqrt{\frac{E_1^f I}{I_0^*}} \qquad \text{(Ec. 2.1.250)}$$

A continuación se desarrollan las expresiónes de la frecuencia natural de vibración de algunos ejemplos de viga. Las condiciones de contorno son las que nos permiten calcular las constantes de la ecuación 2.1.246 y el valor de λ necesario para determinar la frecuencia natural de vibración ω. Al valor más pequeño de esta frecuencia se le conoce como frecuencia fundamental.

Viga biapoyada

Las condiciones de contorno para una viga biapoyada de longitud L son

$$(0) = 0, \quad (L) = 0, \quad \frac{d^2}{dx^2}(0) = 0, \quad \frac{d^2}{dx^2}(L) = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.251)}$$

Aplicando estas condiciones a la (Ec. 2.1.144) obtenemos

$$c_2 = c_3 = c_4 = 0$$
$$c_1 \operatorname{sen} \lambda L = 0 \quad \Rightarrow \quad \lambda = \frac{n\pi}{L} \qquad \text{(Ec. 2.1.252)}$$

Sustituyendo el valor obtenido de l en la (Ec. 2.1.248) obtenemos la frecuencia natural de vibración

$$\omega_n = \left(\frac{n\pi}{L}\right)^2 a_0 \cdot \sqrt{1 + \frac{bP}{\left(\frac{n\pi}{L}\right)^2 E_1^f I}} \cdot \sqrt{\frac{1}{1 + \left(\frac{n\pi}{L}\right)^2 \frac{I_2^*}{I_0^*}}} \qquad \text{(Ec. 2.1.253)}$$

Si la carga axial es nula la ecuación anterior queda

$$\omega_n = \left(\frac{n\pi}{L}\right)^2 a_0 \cdot \sqrt{\frac{1}{1 + \left(\frac{n\pi}{L}\right)^2 \frac{I_2^*}{I_0^*}}} = \left(\frac{n\pi}{L}\right)^2 \sqrt{\frac{E_1^f I}{I_0^*}} \cdot \sqrt{1 - \frac{I_2^* \left(\frac{n\pi}{L}\right)^2}{\left(\frac{n\pi}{L}\right)^2 I_2^* + I_0^*}} \qquad \text{(Ec. 2.1.254)}$$

Si despreciamos la inercia de rotación obtenemos la expresión final

$$\omega_n = \left(\frac{n\pi}{L}\right)^2 \sqrt{\frac{E_1^f I}{I_0^*}} \qquad \text{(Ec. 2.1.255)}$$

Viga biempotrada

Las condiciones de contorno para este caso son

$$(0) = 0, \quad (L) = 0, \quad \frac{d}{dx}(0) = 0, \quad \frac{d}{dx}(L) = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.256)}$$

Aplicando estas condiciones a la (Ec.2.1.144) obtenemos

$$\begin{aligned} c_2 + c_4 &= 0 \\ \lambda c_1 + \mu c_3 &= 0 \end{aligned} \qquad \text{(Ec. 2.1.257)}$$

y el siguiente problema de autovalores donde la (Ec. 2.1.257) se ha utilizado para eliminar c_3 y c_4

$$\begin{bmatrix} \text{sen}(\lambda L) - \left(\frac{\lambda}{\mu}\right)\text{senh}(\mu L) & \cos(\lambda L) - \cosh(\mu L) \\ \cos(\lambda L) - \cosh(\mu L) & -\text{sen}(\lambda L) - \left(\frac{\mu}{\lambda}\right)\text{senh}(\mu L) \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} c_1 \\ c_2 \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} 0 \\ 0 \end{Bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.258)}$$

Para valores no nulos de c_1 y c_2 obtenemos del determinante del sistema anterior la ecuación

$$-2 + 2\cos(\lambda L)\cosh(\mu L) + \left(\frac{\lambda}{\mu} - \frac{\mu}{\lambda}\right)\text{sen}\,\lambda L\,\text{senh}\,\mu L = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.259)}$$

La solución de esta ecuación no lineal da λ y μ y sustituyendo en la (Ec. 2.1.248) obtenemos el valor de la frecuencia natural de vibración. Para el caso de carga axial nula y despreciando la inercia de rotación obtenemos la ecuación

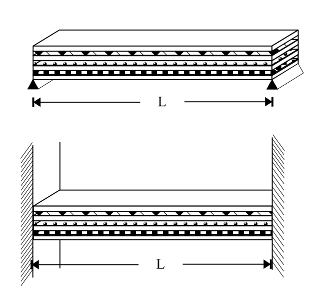
$$\cos(\lambda L)\cosh(\lambda L) - 1 = 0 \qquad \text{(Ec. 2.1.260)}$$

cuya solución es

$$\lambda_n L = \left(n + \frac{1}{2}\right)\pi \qquad \text{(Ec. 2.1.261)}$$

sustituyendo en la (Ec. 2.1.250) obtenemos el valor de la frecuencia natural de vibración.

$$\omega_n = \left(\frac{\left(n + \frac{1}{2}\right)\pi}{L}\right)^2 \sqrt{\frac{E_1^f I}{I_0^*}} \qquad \text{(Ec. 2.1.262)}$$



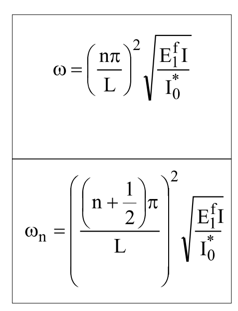


Figura 2.1.44 Frecuencia natural más baja de vigas de materiales compuestos para varias condiciones de contorno

Ejemplo 2.1.13 Una viga biapoyada realizada en pultrusión, tiene que soportar un esfuerzo de compresión de 1000 N. Vf= 37%. b = 12 mm. h = 6 mm. Calcular la longitud crítica para que no pandee. Suponer $E^1{}_f$ = 29 GPa

$I = b \times h^3 / 12 = 0.012 \times 0.006^3 / 12 = 2{,}16\ 10^{-10}\ m^4$

$E^1{}_f = 29$ GPa

A partir de la figura 2.1.33, se obtiene

$P_{critica} = \pi^2 E^1{}_f I / L^2$

Por lo tanto:

$1000\ N = \pi^2\ 29\ 10^9\ 2.16\ 10^{-10} / L^2$

L = 248 mm

Ejemplo 2.1.14 Una viga biapoyada realizada en pultrusión, tiene que trabajar en condiciones dinámicas. Vf= 37%. b = 12 mm. h = 6 mm. Calcular la longitud crítica para que la frecuencia de vibración más baja no sea inferior a 2.5 Hz. Suponer tambien: $E^1{}_f$ = 29 GPa

$E^1{}_f = 29$ GPa

La densidad de este material es

$\rho = \rho_f\ V_f + \rho_m\ V_m = 2.54\ 0.37 + 1.28\ (1-0.37) = 1.7462$ Kg / dm3

A partir de la Figura 2.1.44 se tiene:

$f = h (E^{1}{}_{f} / \rho)^{0.5} / (\pi L^2)$

con f = 5 Hz

h = 0.006 m

Luego

$2.5 = 0.006 (29\ 10^9 / 1.7462\ 10^3)^{0.5} / (\pi L^2)$

L =1.76 m

2.1.7 ESTRUCTURAS CILÍNDRICAS. CÁLCULOS EN MEMBRANAS

2.1.7.1 Introducción

En las estructuras de materiales compuestos, existen casos, donde el laminado está sometido a esfuerzos contenidos en el plano del propio laminado [25][26]. En este caso, la estructura se denomina membrana (shell, en inglés). Como ejemplos podemos poner una tubería sometida a presión interna, un depósito sometido a presión, el casco de un barco o el ala de un avión.

En la figura 2.1.45 se reflejan las variables que se van a utilizar, así como las direcciones con respecto a una porción de la estructura. Además de los esfuerzos planos N_x y N_ϕ se han representado los momentos M_x y M_ϕ ya que en algunos casos generales que veremos más adelante además de existir esfuerzos en el plano (cálculo en membrana) existen además momentos de flexión.

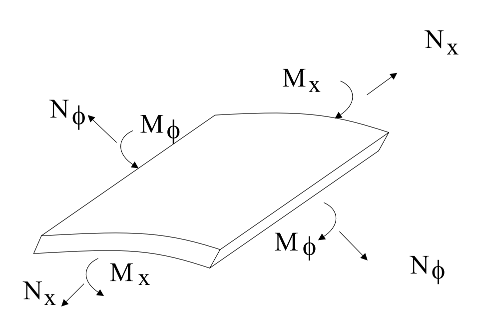


Figura 2.1.45 Definición de esfuerzos y momentos sobre una estructura cilíndrica

2.1.7.2 Estructuras cilíndricas

Entre las estructuras de geometría cilíndrica, existen importantes campos de aplicación como son tuberías, depósitos y silos. Los materiales compuestos reforzados con fibra de vidrio[27][28] son usados con gran profusión en este tipo de estructuras por las siguientes razones:

• En estructuras tipo membrana los desplazamientos suelen ser bajos, siendo el criterio de diseño en la mayoría de los casos, la tensión en el material, punto fuerte de los materiales compuestos reforzados con fibra de vidrio.

• En este tipo de estructuras, existen direcciones preferentes, por ejemplo, para una estructura cilíndrica sometida a presión interna, el ángulo óptimo de colocación de las fibras es aproximadamente 55º (ver figura 2.1.46), con lo cual, en materiales compuestos, es muy eficiente la colocación de fibras con esa orientación. Este punto no es aplicable si se trabaja con materiales isótropos. Hay que señalar que esta dirección preferente de aproximadamente 55º no coincide con las direcciones principales o direcciones para las cuales la tensión de cortadura en el plano es cero (en este caso son las direcciones longitudinal y circunferencial de la estructura).

• Finalmente, existen métodos de fabricación, como el enrollamiento continuo, que permiten ejecutar estructuras cilíndricas con gran precisión y fiabilidad a un coste razonable.

En este apartado se van a desarrollar análisis de estructuras cilíndricas empleando los esfuerzos normales y momentos flectores obtenidos de diversas teorías de Resistencia de Materiales. Nuestra idea no es la justificación de estas teorías sino más bien dar al lector una herramienta de cálculo para muchas de estas estructuras. Estos cálculos se han intentado basar, en casi todos los casos, en el uso de tablas de fácil manejo que permitirán realizar una aproximación bastante correcta para el dimensionamiento de espesores necesarios en estas estructuras, en función método de fabricación y su composición laminar.

Todas las tablas que figuran a continuación se han obtenido de la obra «Manuel de calcul des composites verre-resine» escrito por Manera, Massot y Morel bajo el patrocinio de Vetrotex.

2.1.7.2.1 Tuberías y virolas de depósitos sometidos a presión hidráulica

En la figura 2.1.46 se representa una tubería fabricada por enrollamiento continuo.

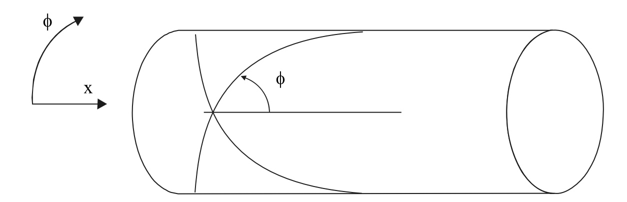


Figura 2.1.46 Esquema de una tubería realizada por enrollamiento continuo

Una tubería sometida a presión interna, presenta los siguientes esfuerzos:

$$N_x = \frac{pr}{2} \quad \text{(Ec. 2.1.263)}$$

$$N\phi = pr \quad \text{(Ec. 2.1.264)}$$

Las deformaciones se calculan mediante las siguientes expresiones:

$$\frac{pr}{2} = A_{11}\varepsilon_x + A_{12}\varepsilon_\phi \quad \text{(Ec. 2.1.265)}$$

$$pr = A_{12}\varepsilon_x + A_{22}\varepsilon_\phi \quad \text{(Ec. 2.1.266)}$$

Despejando las deformaciones ε_x y ε_φ, se tiene:

$$\varepsilon_x = pr \cdot \frac{\frac{A_{22}}{2} - A_{12}}{A_{11} \cdot A_{22} - A_{12}^2} \quad \text{(Ec. 2.1.267)}$$

$$\varepsilon_\varphi = pr \cdot \frac{\frac{A_{11}}{2} - A_{12}}{A_{11} \cdot A_{22} - A_{12}^2} \quad \text{(Ec. 2.1.268)}$$

A partir de estas deformaciones, aplicando la matriz de rigidez de cada lámina $[Qij]_k$ se obtienen las tensiones en cada lámina *k*.

A continuación vamos a exponer unos métodos «simplificados» de cálculo que ayudarán al lector a desarrollar el predimensionamiento de estructuras realizadas por enrollamiento continuo o por otros métodos (centrifugación, etc) que permitan obtener un laminado con cierto grado de «homogeneidad».

a) Tubos y virolas realizadas por enrollamiento

En las tablas 2.1.19, 2.1.20 y 2.1.21 se han representado las tensiones en este tipo de estructuras fabricadas por enrollamiento continuo de fibra de vidrio con resinas de módulos de elasticidad de 2.500, 3.000 y 3.500 MPa respectivamente. Se han obtenido las tensiones en función del ángulo de enrollamiento y en función del porcentaje en peso de fibra dentro del material compuesto. En todos los casos la resina tiene un coeficiente de Poisson de 0,4 y una densidad de 1,2 gr/cm^3.

Tabla 2.1.19 Tensiones en estructuras cilíndricas fabricadas por enrollamiento continuo utilizando una resina de módulo de elasticidad Er = 2500 MPa

β	65%			70%			75%		
E_L	34970			38990			43370		
E_T	7300			8630			10570		
ν_{LT}	0,33			0,32			0,31		
G_{LT}	2640			3060			3650		
	σ'_L	σ'_T	τ'_{LT}	σ'_L	σ'_T	τ'_{LT}	σ'_L	σ'_T	τ'_{LT}
90	1,00	0,5	0	1	0,5	0	1	0,5	0
85	1,007	0,493	0,016	1,006	0,493	0,015	1,006	0,494	0,013
80	1,026	0,473	0,029	1,026	0,474	0,027	1,025	0,476	0,023
75	1,060	0,440	0,037	1,058	0,441	0,034	1,055	0,445	0,028
70	1,105	0,394	0,035	1,102	0,398	0,031	1,097	0,403	0,024
65	1,160	0,400	0,018	1,155	0,345	0,014	1,146	0,354	0,006
60	1,215	0,285	0,020	1,208	0,292	0,024	1,195	0,305	0,032
55	1,253	0,247	0,083	1,244	0,257	0,086	1,227	0,273	0,093
50	1,251	0,249	0,166	1,240	0,260	0,167	1,219	0,281	0,171
45	1,191	0,309	0,25	1,179	0,321	0,25	1,157	0,343	0,25

Tabla 2.1.20 Tensiones en estructuras cilíndricas fabricadas por enrollamiento continuo utilizando una resina de módulo de elasticidad Er = 3000 MPa

β	65%			70%			75%		
E_L	35240			39230			43580		
E_T	8690			10260			12520		
υ_{LT}	0,33			0,32			0,31		
G_{LT}	3150			3640			3650		
	σ'_L	σ'_T	τ'_{LT}	σ'_L	σ'_T	τ'_{LT}	σ'_L	σ'_T	τ'_{LT}
90	1,00	0,5	0	1	0,5	0	1	0,5	0
85	1,006	0,494	0,013	1,006	0,494	0,012	1,006	0,494	0,010
80	1,025	0,475	0,023	1,024	0,476	0,021	1,022	0,478	0,017
75	1,055	0,445	0,028	1,053	0,447	0,025	1,050	0,45	0,019
70	1,096	0,404	0,024	1,192	0,408	0,019	1,086	0,414	0,012
65	1,144	0,356	0,004	1,138	0,362	0	1,129	0,371	0,008
60	1,190	0,310	0,035	1,182	0,318	0,039	1,168	0,332	0,047
55	1,219	0,281	0,095	1,209	0,291	0,099	1,191	0,309	0,106
50	1,211	0,289	0,173	1,198	0,302	0,175	1,177	0,323	0,179
45	1,151	0,349	0,250	1,138	0,362	0,250	1,115	0,385	0,250

Tabla 2.1.21 Tensiones en estructuras cilíndricas fabricadas por enrollamiento continuo utilizando una resina de módulo de elasticidad Er = 3500 MPa

β	65%			70%			75%		
E_L	35510			39470			43790		
E_T	10070			11850			14420		
υ_{LT}	0,33			0,32			0,31		
G_{LT}	3650			4220			5020		
	σ'_L	σ'_T	τ'_{LT}	σ'_L	σ'_T	τ'_{LT}	σ'_L	σ'_T	τ'_{LT}
90	1,00	0,5	0	1	0,5	0	1	0,5	0
85	1,006	0,494	0,010	1,005	0,495	0,009	1,005	0,495	0,007
80	1,023	0,477	0,018	1,022	0,478	0,015	1,020	0,480	0,011
75	1,050	0,45	0,020	1,048	0,452	0,016	1,045	0,455	0,010
70	1,087	0,413	0,013	1,083	0,417	0,008	1,077	0,423	0,001
65	1,129	0,371	0,009	1,123	0,377	0,013	1,113	0,387	0,022
60	1,167	0,333	0,048	1,159	0,341	0,053	1,144	0,356	0,061
55	1,188	0,312	0,107	1,177	0,323	0,111	1,158	0,342	0,117
50	1,175	0,325	0,179	1,162	0,338	0,181	1,139	0,361	0,185
45	1,115	0,385	0,25	1,102	0,398	0,25	1,078	0,422	0,25

En un tubo o depósito realizado por enrollamiento helicoidal, se considera que se ha alcanzado la rotura cuando se produce la fisuración en sentido transversal a las fibras. Dada la desproporción que existe entre la resistencia en el sentido longitudinal de las fibras (X) con la que se obtiene en el sentido transversal (Y) para un material compuesto unidireccional, se concluye que la tensión limitante en el diseño de tuberías o depósitos a presión realizados por enrollamiento continuo es la resistencia transversal a las fibras minorada por el correspondiente coeficiente de seguridad adoptado.

Para las estructuras realizadas por enrollamiento y sometidas a presión hay un ángulo óptimo de enrollamiento que se puede apreciar gráficamente en la figura 2.1.47, la cual representa la tensión circunferencial de rotura en un tubo fabricado por enrollamiento continuo en función del ángulo de enrollamiento. Se ha aplicado el criterio de rotura de Tsai-Hill con unos valores de resistencia de Y = 40 MPa y S = 60 MPa.

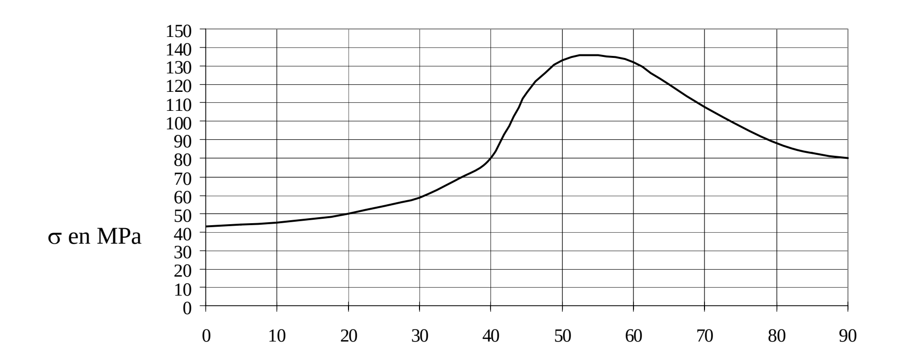


Figura 2.1.47 Tensión circunferencial en una tubería obtenida al aplicar el criterio de rotura de Tsai-Hill con Y= 40 MPA y S= 60 MPa

Este ángulo óptimo coincide con el que se obtiene analíticamente como se ve a continuación, si consideramos las fibras orientadas un ángulo ϕ con respecto a las direcciones principales (longitudinal y circunferencial de la tubería), en efecto:

$$\sigma \cos^2 \phi = \frac{pr}{2e} \qquad \text{(Ec. 2.1.269)}$$

$$\sigma \,\mathrm{sen}^2 \phi = \frac{pr}{e} \qquad \text{(Ec. 2.1.270)}$$

combinando ambas ecuaciones, se tiene que el ángulo óptimo corresponderá a:

$\tan^2\phi = 2$ que corresponde a $\phi = 55º$ (Ec. 2.1.271)

Se concluye por lo tanto, que la tubería de mínimo peso será aquella que tenga un ángulo de enrollamiento de la fibra de 55º. Trabajando con el sublaminado [+55/-55] y calculando el número de sublaminados necesarios para que el criterio de rotura sea satisfecho con el correspondiente coeficiente de seguridad llegaremos al espesor óptimo de la tubería.

No obstante a veces pueden interesar otros ángulos de enrollamiento cuando actúen otras tensiones además de las producidas por la presión hidráulica (tubería entre apoyos, etc), en estos casos, para realizar el cálculo de la tensión correspondiente en la estructura, derivada de la presión interna soportada, es muy útil el uso de las tablas expuestas con anterioridad, cuyo uso vamos a explicar por medio de dos ejemplos.

En todos los casos el estado tensional del tubo derivado de la presión interior es:

$$\sigma_L = \sigma'_L \, pr / e \qquad \text{(Ec. 2.1.272)}$$

$$\sigma_T = \sigma'_T \, pr / e \qquad \text{(Ec. 2.1.273)}$$

$$\tau_{LT} = \tau'_{LT} \, pr / e \qquad \text{(Ec. 2.1.274)}$$

Donde:

σ_L = Tensión en el sentido longitudinal a las fibras

σ_T = Tensión en el sentido transversal a las fibras

τ_{LT} = Tensión de cortadura en el plano

σ'_L , σ'_T , τ'_{LT} = Constantes que aparecen en las tablas 2.1.19, 2.1.20 y 2.1.21

P = Presión interior de la estructura

r = radio de la estructura

e = espesor de la estructura

Ejemplo 2.1.15 Calcular el espesor que debe de tener una tubería de 300 mm de diámetro con una presión interior de 10 kg/cm^2 (=1MPa) realizada con un ángulo de enrollamiento de 60º. La resina utilizada tiene un módulo de elasticidad de 3000 MPa y el porcentaje de vidrio en peso es del 65%.

De la tabla 2.1.20:

σ'_L = 1.190 , σ'_T = 0.310 , τ'_{LT} = 0.035

La tensión limitante como se verá posteriormente es la transversal. La resistencia transversal a rotura en una lámina unidireccional (Y+) es de unos 60 MPa, por lo cual si queremos un coeficiente de seguridad a rotura de 6 deberemos limitar esta tensión a 10 MPa

$\sigma_T = \sigma'_T$ pr / e

10 = 0.310 (1·150)/e

e = 0.310 (1·150)/10 = 4.65 mm

Si suponemos que cada capa de enrollamiento tiene 0.5 mm serían necesarios 5 sublaminados (+60/-60) y el espesor total sería de 5 mm.

Para comprobar la limitación que supone la tensión en el sentido transversal vamos a ver el valor que toman todas las tensiones y vamos a compararlas con las correspondientes resistencia del laminado para cada una de ellas (X+, Y+, S)

σ_L = 1.190 (1·150)/5 = 35.7 <<< X+/CS = 1000/6 = 167 MPa

σ_T = 0.310 (1·150)/5 = 9.3 < Y+/CS= 60/6 = 10 MPa

τ_{LT} =0,035 (1*150)/5 = 1,05 <<<S/CS= 65/6 = 10,08 MPa

En caso de utilizar materiales diferentes a los señalados en las tablas se puede realizar una interpolación lineal.

Ejemplo 2.1.16 Determinar la presión de rotura esperada para una estructura de 500 mm de diámetro realizada por enrollamiento helicoidal a 55º con un 65% de fibra de vidrio en peso empleando una resina de 3000 MPa. Su espesor es de 5 mm (No se tienen en cuenta para el cálculo las barreras anticorrosivas interiores formadas por velos de superficie y mats)

Como se ha visto en el ejemplo anterior la tensión limitante es la transversal. De las tablas de resistencia mecánica de laminados se obtiene Y+ para un laminado unidireccional con un 65% de Fibra de vidrio en peso.

Y+= 60 MPa

σ'_T se obtiene de la tabla 2.1.20 σ'_T = 0,281

Y+= σ_T = 0,281 (Pr/e)

60 = 0,281*P*250/5

de donde:

P = (60*5) / (0,281*250) = 4,27 MPa

b) Tubos y virolas realizados con materiales «homogéneos»

El espesor de la estructura que se define en este caso puede ser obtenido también con la ayuda de tablas si se cumplen ciertas condiciones e hipótesis de partida:

- Los términos de la matriz de rigidez $D_{13}= D_{23} =0$ y [B]=0

- La composición del laminado es suficientemente homogénea en su espesor, lo que permite definir una matriz de comportamiento «media». Los procedimientos de centrifugación, corte sobre mandril y laminación manual empleando sólo capas de mat son ejemplos donde se da por cumplida esta condición.

En estas condiciones, se pueden definir los términos de una matriz de rigidez «unitaria», que sería la correspondiente al mismo material pero de espesor unidad:

$$a_{ij} = A_{ij} / e \quad \text{(Ec. 2.1.275)}$$

$$d_{ij} = D_{ij} / e^3 \quad \text{(Ec. 2.1.276)}$$

Las relaciones vectoriales que relacionan los esfuerzos y momentos actuantes en el material con las correspondientes deformaciones y curvaturas serán:

$$\{k\} = [d_{ij}]^{-1} [M] / e^3 \quad \text{(Ec. 2.1.277)}$$

$$\{\varepsilon_o\} = [a_{ij}]^{-1} [N] / e^3 \quad \text{(Ec. 2.1.278)}$$

Y la deformación máxima en la lámina más exterior del laminado:

$\{\varepsilon\} = \{\varepsilon_o\} + \{k\} (e / 2)$ (Ec. 2.1.279)

Las ecuaciones que relacionan las deformaciones con los esfuerzos son a partir de (Ec. 2.1.267) y (Ec. 2.1.268) para el caso de un tubo a presión:

$\varepsilon_x = (Pr) (a_{22}/2 - a_{12}) / (a_{11} \cdot a_{22} - a_{12}^2) \quad (e)$ (Ec. 2.1.280)

$\varepsilon_\phi = (Pr) (a_{11} - a_{12}/2) / (a_{11} \cdot a_{22} - a_{12}^2) \quad (e)$ (Ec. 2.1.281)

De aquí, teniendo tabulados los correspondientes a_{ij} se pueden despejar fácilmente los espesores precisos para obtener una deformación dada (normalmente se limita al 0.2%, es decir $\varepsilon_i < 0.002$, salvo en caso de que se trate de contener productos no muy corrosivos donde se puede llegar hasta el 0.25% o de estados no permanentes de carga como presiones de prueba en las que puede admitirse una deformación de hasta el 0.35%).

En las tablas siguientes, cuyo uso se explicará mediante un ejemplo, aparecen tabulados los valores de a_{ij} y d_{ij} para un material obtenido por centrifugación o corte sobre mandril, eventualmente reforzado con mechas unidireccionales en el sentido circunferencial. El porcentaje de vidrio en peso que aparece en las tablas se refiere al global del laminado, es decir, el que se obtendría directamente de una pérdida al fuego de una porción de la estructura. También aparece el valor de *R* que relaciona la cantidad de vidrio unidireccional con la cantidad total de vidrio en el laminado.

R = (Masa de vidrio UD sent. circunferencial) / (Masa total de vidrio)

El porcentaje en peso del vidrio puesto en forma isótropa (mat o mat proyectado) puede obtenerse con la fórmula:

$\beta_m = (1\text{-}R) / ((1/\beta) - (R/\beta_u))$ (Ec. 2.1.282)

Donde bu es el porcentaje en peso de vidrio dentro del laminado unidireccional que se sitúa en el orden del 65% ($\beta_u = 0.65$).

Las tablas que se exponen a continuación se han obtenido para vidrio *E* y una resina de densidad ρ_r = 1,2 gr/cm^3 y de Módulo de Young E_r = 3000 MPa.

Tabla 2.1.22 Corte sobre mandril y centrifugación. Porcentaje medio en peso: 25 %

R(%)	a_{11}	a_{12}	a_{22}	a_{33}	d_{11}	d_{12}	d_{22}	d_{33}
0	7750	2710	7750	2520	646	226	646	210
5	7630	2670	8020	2480	636	222	667	207
10	7510	2620	8290	2440	625	218	687	204
15	7360	2570	8540	2400	613	214	705	200

Tabla 2.1.23 Corte sobre mandril y centrifugación. Porcentaje medio en peso: 30%

R(%)	a_{11}	a_{12}	a_{22}	a_{33}	d_{11}	d_{12}	d_{22}	d_{33}
0	8730	2970	8730	2880	727	247	727	240
5	8570	2910	9050	2830	714	243	751	236
10	8390	2850	9370	2780	699	237	775	231
15	8230	2790	9690	2720	685	233	799	227

Tabla 2.1.24 Corte sobre mandril y centrifugación. Porcentaje medio en peso: 35 %

R(%)	a_{11}	a_{12}	a_{22}	a_{33}	d_{11}	d_{12}	d_{22}	d_{33}
0	9820	3340	9820	3240	819	278	819	270
5	9630	3270	10220	3180	803	273	849	265
10	9420	3200	10600	3120	785	267	877	260
15	9220	3130	10990	3050	768	260	906	254

Tabla 2.1.25 Corte sobre mandril y centrifugación. Porcentaje medio en peso: 40 %

R(%)	a_{11}	a_{12}	a_{22}	a_{33}	d_{11}	d_{12}	d_{22}	d_{33}
0	10940	3610	10940	3670	912	301	912	305
5	10770	3660	11470	3560	898	305	952	297
10	10470	3450	11860	3510	873	288	982	293
15	10280	3500	12360	3410	857	291	1020	284

Tabla 2.1.26 Centrifugación. Porcentaje medio en peso 45%

a_{11}	a_{12}	a_{22}	a_{33}	d_{11}	d_{12}	d_{22}	d_{33}
12240	4040	12240	4100	1020	337	1020	342

Tabla 2.1.27 Centrifugación. Porcentaje medio en peso 50%

a_{11}	a_{12}	a_{22}	a_{33}	d_{11}	d_{12}	d_{22}	d_{33}
13690	4520	13690	4590	1141	376	1141	382

Ejemplo 2.1.17 Se piensa realizar un depósito de 2,5 m de diámetro por corte sobre mandril. La máquina está reglada al 35% de fibra de vidrio en peso, de la cual el 15% se pone de forma unidireccional. Calcular el espesor necesario para que soporte una presión de 0,5 kg/cm^2.

0,5 kg/cm^2 = 0,05 MPa

Los valores *aij* se obtienen de la tabla 2.1.24

ε_x = (Pr) $(a_{22}/2 - a_{12}) / (a_{11} \cdot a_{22} - a_{12}^2)$ (e) = $(0,05 \times 1250)(10990/2-3130)/(9220 \times 3130-3130^2)(e_2)$ = $0.0078/e_2$

ε_ϕ = (Pr) $(a_{11} - a_{12}/2) / (a_{11} \cdot a_{22} - a_{12}^2)$ (e) = $(0,05 \times 1250)(9220-3130/2)/(9220.3130-3130^2)(e_2)$ = $0.0251/e_2$

Limitando el valor máximo de la deformación al 0.2%, se obtiene el valor de *e* que será el máximo de los dos obtenidos de las anteriores ecuaciones

e_1= 0.0251/0.002 = 12.55 mm

e_2= 0.0078/0.002 = 3.90 mm

Por tanto e =12,55 mm

2.1.7.1.2 Fondos de depósitos

Los fondos pueden calcularse siguiendo la Norma Inglesa B.S. 4994 (1987)

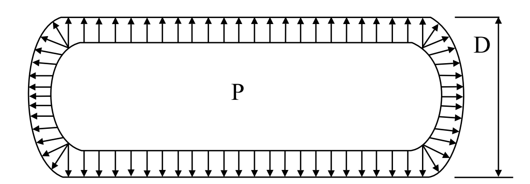


Figura 2.1.48 Esquema de depósito y fondos trabajando a presión interna

El cálculo de los fondos dependerá de su forma y de que trabajen a presión interna o externa.

*** Fondos sujetos a presión interna**

Se emplea la misma fórmula para fondos simiesféricos, semielipsoidales y torisféricos.

Los esfuerzos que actúan en el plano son:

$N = 0.5\ P\ D_i\ K_S$ (Ec. 2.1.283)

Donde:

N= esfuerzo en una dirección del plano
P= presión interna
D_i = diámetro de la virola
K_S= Factor de forma que se obtiene de la tabla 2.28

El factor de forma depende de las relaciones entre espesor, diámetro, radios de acuerdo y profundidad del fondo, lo cual, normalmente, exige un proceso iterativo de cálculo.

El fondo más favorable en todo caso es el semiesférico, para el cual K_S= 0,6. El factor de forma va creciendo a medida que el fondo tiende a ser más plano pudiendo llegar incluso a valores superiores a 3.

Para conocer el espesor correcto de laminado deberemos, en este caso utilizar las relaciones (Ec. 2.1.267) y (Ec. 2.1.268) para conocer las deformaciones internas de cada lámina, y a partir de ellas llegar al estado tensional de cada una de las láminas del laminado utilizando la matriz $[Q_{ij}]k$. En todo caso las deformaciones no podrán superar los valores ya mencionados con anterioridad en este capítulo y las tensiones la correspondiente resistencia de la lámina minorada por el coeficiente de seguridad adoptado.

*** Fondos sujetos a presión externa**

a) Fondos semiesféricos y torisféricos

La carga unitaria se tomará en este caso como:

$N = 0.66\ P\ D_i\ K_S$ (Ec. 2.1.284)

Además se establece un espesor mínimo para prevenir el pandeo como:

$$e_m = 1.7 R_o \sqrt{\frac{Pf}{E_{lam}}}$$ (Ec. 2.1.285)

Donde R_o es el radio exterior, f = 4.0 y E_{lam} el módulo a flexión del laminado considerado.

b) Fondos semielipsoidales

Las fórmulas son las empleadas anteriormente con la excepción de que ahora

$R_o = 0.5\ Do\ K_e$ (Ec. 2.1.286)

Obteniéndose K_e a partir de la figura 2.1.50

En la figura 2.1.49 se esquematizan diferentes geometrías de fondos de depósitos.

Tabla 2.1.28 Factor de forma Ks para los fondos de cúpula

h_i/D_i	t/D_i	Factor de forma K_s Torisférico		Semielipsoidal
		$0.1 < r_i/D_i < 0.15$	$r_i/D_i > 0.15$	
0.20	0.005	2.95	No permitido desde R_i>D_i	2.00
	0.01	2.85		2.10
	0.02	2.65		2.20
	0.04	2.35		2.25
	0.05	2.25		2.35
0.25	0.005	2.35	1.90	1.30
	0.01	2.25	1.80	1.35
	0.02	2.10	1.75	1.45
	0.04	1.85	1.70	1.45
	0.05	1.75	1.70	1.45
0.32			$0.15<R_i/D_i<0.25$	
	0.005	1.95	1.45	0.85
	0.01	1.85	1.45	0.95
	0.02	1.60	1.40	1.0
	0.04	1.40	1.35	1.05
	0.05	1.30	1.30	1.10
0.50 (hemisférico)	Todos valores	0.6	0.6	0.6

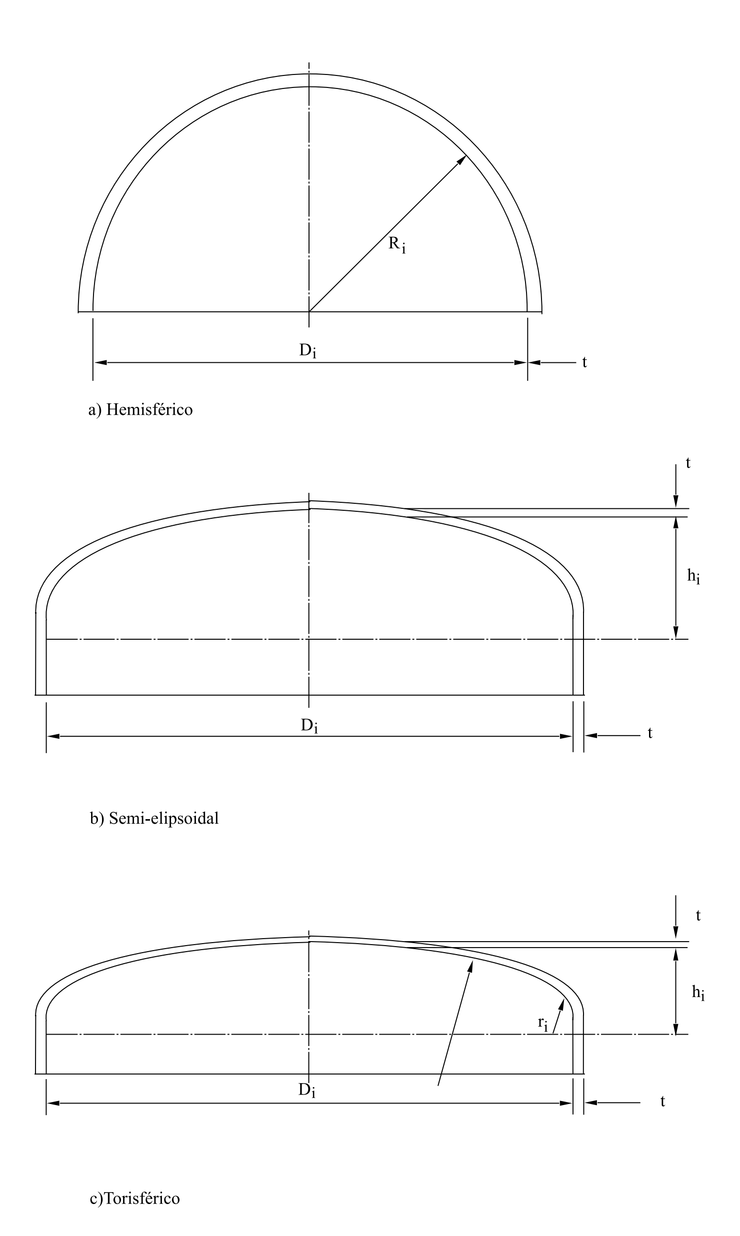


Figura 2.1.49 Esquema de diferentes geometrías de fondos

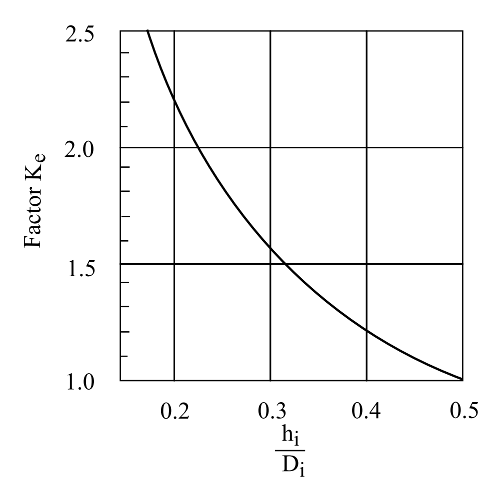


Figura 2.1.50 Factor de forma Ke para fondos semielipsoidales en presión exterior

2.1.7.1.3 Depósitos horizontales con cargas hidrostáticas

La virola de un depósito de este tipo aparece representada en la figura 2.1.51.

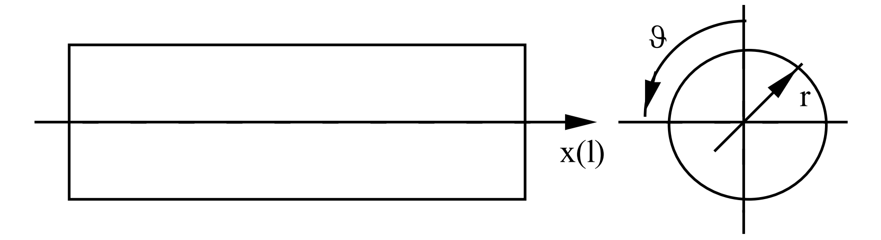


Figura 2.1.51 Virola horizontal en presión hidrostática

Nos podemos encontrar, en general, con dos tipos de apoyos en función de que permitan el giro de la virola o no sobre ellos. Si la virola puede girar en torno al apoyo bajo la acción de la carga nos encontraremos ante un apoyo simple, y si no puede hacerlo (incluso por razones de simetría de la línea deformada, que se producen en el caso de apoyos intermedios) será un apoyo empotrado.

Si se reduce el comportamiento de la estructura a un estado tensional plano (membrana), las ecuaciones que dan los esfuerzos a los que se encuentra sometida la estructura son las siguientes:

* Apoyo simple

$N_x = N_1 = - 0.5\ \gamma\ (l-x)\ x \cos \vartheta$ (Ec. 2.1.287)

$N_\vartheta = N_2 = P.r - \gamma r^2 \cos \vartheta$ (Ec. 2.1.288)

$N_{x\vartheta} = N_6 = \gamma.r\ \ (1/2 - x) \text{ sen } \vartheta$ (Ec. 2.1.289)

Donde P es la presión sobre el eje de la virola y γ el peso específico del contenido,

$P = \gamma\, r$ si la estructura está sometida exclusivamente a la carga hidrostática del fluido.

*Apoyo empotrado

$N_x = N_1 = -\,(\gamma.x(l\text{-}x)/2)\cos\vartheta + \nu\, Pr + (l^2/12) - \nu r^2)\,\gamma\cos\vartheta$ (Ec. 2.1.290)

$N_\vartheta = N_2 = P\cdot r - \gamma r^2 \cos\vartheta$ (Ec. 2.1.291)

$N_{x\vartheta} = N_6 = \gamma\cdot r\ (1/2 - x)\ \text{sen}\ \vartheta$ (Ec. 2.1.292)

Donde ν es el coeficiente de Poisson de la pared

Para la obtención del espesor en la pared se aplicaría la matriz de rigidez [A,B,B,D] del laminado, llegando en el caso de tensión plana a las siguientes relaciones

$$\varepsilon_x \frac{A_{11}N_x - A_{12}N_\vartheta}{A_{11}A_{22} - A_{12}^2} \quad \text{(Ec. 2.1.293)}$$

$$\varepsilon_x \frac{A_{11}N_\vartheta - A_{12}N_x}{A_{11}A_{22} - A_{12}^2} \quad \text{(Ec. 2.1.294)}$$

$$\gamma_{x\vartheta} = \frac{N_{x\vartheta}}{A_{33}} \quad \text{(Ec. 2.1.295)}$$

En el caso de tener una virola realizada por enrollamiento o con un material suficientemente «homogéneo» se puede llegar a una aproximación válida del espesor a través de los valores que figuran en las tablas de 2.1.22 a 2.1.27 para este último caso o las que figuran de 2.1.29 a 2.1.31 para el caso del enrollamiento helicoidal.. Las fórmulas que nos proporcionarían el espesor en estos casos serían:

$$\varepsilon_x = \frac{a_{22}N_x - a_{12}N_\vartheta}{(a_{11}a_{22} - a_{12}^2)}\frac{1}{e} \quad \text{(Ec. 2.1.296)}$$

$$\varepsilon_\varphi = \frac{a_{11}N_\vartheta - a_{12}N_x}{(a_{11}a_{22} - a_{12}^2)}\frac{1}{e} \quad \text{(Ec. 2.1.297)}$$

$$\gamma x\vartheta = \frac{N_{x\vartheta}}{e\ \ a_{33}} \quad \text{(Ec. 2.1.298)}$$

Limitando las deformaciones a los valores que ya se han mencionado con anterioridad en este capítulo (por ejemplo 0,2 %) se obtendrían los espesores necesarios para no superar estas deformaciones.

Hacemos notar que $\gamma_{x\varphi}$ suele ser muy superior a las otras dos en la zona de los apoyos (φ=90º), por lo que si no se quiere sobredimensionar la virola será necesaria la colocación de unos aros de refuerzo localizado en la zona de los apoyos.

De todos modos se insiste en el hecho de que este tipo de cálculo en membrana para este tipo de depósitos no puede considerarse más que como una aproximación ya que existen una serie de momentos de flexión circunferenciales que se producen en los alrededores de los apoyos cuando éstos no rodean totalmente la virola y que están relacionados con la ovalización de la virola cuando se encuentra cargada por el contenido. Estos momentos pueden llegar a tener valores muy elevados, aunque no tanto como en otros materiales teniendo en cuenta las mayores deformaciones permitidas por el PRFV con respecto a otros materiales más rígidos, por lo que en la práctica es corriente rigidizar circunferencialmente la virola en estos puntos tal y como prescriben las diferentes normativas sobre la materia como la ya mencionada BS 4994 (1987)

2.1.7.1.4 Depósitos verticales bajo carga hidrostática

En este apartado se analizará el caso de un depósito cilíndrico vertical, empotrado en la base y solicitado por una carga interior de tipo hidrostático *q*. La altura del depósito será *h*, su radio *R* y γ la densidad de su contenido. El esquema del depósito y el diagrama de cargas actuante se representan en la figura 2.1.52.

En la figura *x* representa la dirección axial del depósito y φ la dirección circunferencial

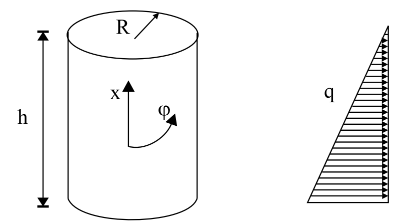


Figura 2.1.52 Esquema de depósito vertical

En la figura 2.1.53 se han representado las distribuciones de flecha (w), Momentos flectores máximos (M_x) y esfuerzos planos máximos (N_φ) a lo largo de la altura del depósito. Como se puede apreciar, la flecha es máxima en la parte inferior del depósito en un punto muy próximo a la base. El momento flector M_x es prácticamente nulo en los tres cuartos superioresdel depósito para alcanzar su valor máximo en los alrededores de la base de éste. Finalmente, los esfuerzos de membrana circunferenciales son máximos en la parte inferior del depósito en un punto próximo a la base de éste y en general no coincidente con el máximo del momento de flexión.

Volvemos a remarcar que el hecho de que aparezca un momento flector hace que la estructura no trabaje estrictamente en membrana, es decir en un estado tensional plano.

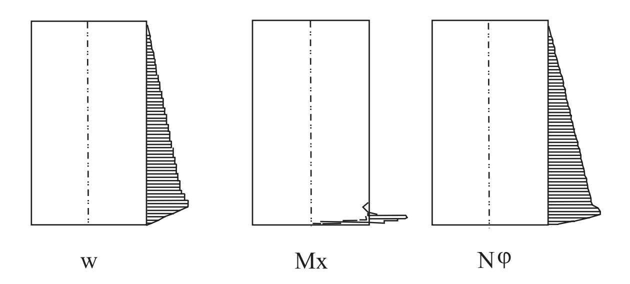


Figura 2.1.53 Representación de desplazamientos, momentos y esfuerzos circunferenciales en un depósito vertical

Los valores máximos de M_x y N_φ pueden tomarse de las siguientes fórmulas:

$$M_x\big|_{x20} = \frac{(\gamma h)\left(1 - \dfrac{1}{\beta h}\right)}{2\beta^2} \qquad \text{con } \beta = \sqrt[4]{\beta^4} \qquad \text{(Ec. 2.1.299)}$$

$$\beta^4 = \frac{A_{22} - \left(\dfrac{A_{12}^2}{A_{11}}\right)}{4R^2 D_{11}} \qquad \text{(Ec. 2.1.300)}$$

$$M_\varphi = Mx \frac{D_{12}}{D_{11}} \qquad \text{(Ec. 2.1.301)}$$

$$N_\varphi = \gamma.r.h \qquad \text{(Ec. 2.1.302)}$$

Con estos valores se entraría a comprobar el laminado elegido a través de la matriz de rigidez de éste [A,B,B,D] que permitirá despejar las deformaciones que corresponden a las acciones anteriores, posteriormente con las deformaciones obtenidas se puede llegar a conocer el estado tensional de cada lámina con las correspondientes matrices $[Q_{ij}]_k$ de la forma ya vista en los primeros capítulos de esta obra.

Como se ha visto en estructuras anteriores los cálculos podrán simplificarse en algunos casos, por lo cual vamos a exponer de forma esquemática el proceso de cálculo para un material «heterogéno» como es la combinación de mats y tejidos y otro con cierto grado de homogeneidad que nos permitirá realizar una aproximación del espesor por medio de tablas.

*Proceso de cálculo general:

Este tipo de cálculo puede ser bastante pesado para materiales no homogéneos como es el caso de apilados de mats y tejidos o bien el enrollamiento helicoidal cuando no se emplea el mismo ángulo de enrollamiento en todas las láminas del laminado, ya que los propios términos de la matriz de rigidez del

laminado influyen en el cálculo de los momentos flectores ($\beta = \beta(A_{ij})$) ,por lo que el procedimiento de cálculo es iterativo siendo preciso predimensionar el laminado de la estructura para posteriormente comprobar si este predimensionado es el correcto.

El procedimiento general de cálculo es el siguiente:

a) Tomar la matriz de rigidez [A,B,B,D] del laminado elegido en primera instancia. La forma de construir la matriz de rigidez ya se ha mencionado en los primeros capítulos.

b) Obtener los Momentos flectores y esfuerzos en el depósito para este laminado, es decir M_X, M_ϕ y $N\phi$, empleando las fórmulas anteriores.

c) Considerar que en la base del depósito solamente existe efecto de flexión y obtener la correspondiente curvatura y deformación para el momento máximo (axial)

$$k_x = Mx / D_{11} \qquad \text{(Ec. 2.1.303)}$$

$$\varepsilon_x = z\, k_x \qquad \text{(Ec. 2.1.304)}$$

Siendo z = e/2 para la capa más exterior. Se debe comprobar que en las capas más interiores la deformación tampoco sobrepasa el valor admisible; en este caso *z* será la distancia desde el centro de gravedad del laminado hasta la cara más exterior de la lámina considerada.

Por otra parte con las deformaciones en cada una de las láminas y su correspondiente matriz $[Qij]_k$ se obtendrán las tensiones en la lámina *k* considerada ($[\sigma_i] = [Qij]_k [\varepsilon]$). Estas tensiones no deben sobrepasar la tensión de rotura de la lámina minorada por el correspondiente coeficiente de seguridad.

d) Comprobar que en una zona un poco más alta del depósito (dónde ya no existe flexión sino sólo esfuerzo en membrana) las deformaciones no pasan los límites admisibles. Las deformaciones se obtienen despejando su valor de las siguientes ecuaciones obtenidas de la matriz de rigidez del laminado.

$$0 = A_{11} e_x + A_{12} e_j \qquad \text{(Ec. 2.1.305)}$$

$$N_\varphi = A_{12} e_x + A_{22} e_j \qquad \text{(Ec. 2.1.306)}$$

Como se trata de un esfuerzo en membrana las deformaciones no varían con el espesor y son constantes a lo largo de éste. Con estas deformaciones se pueden obtener las tensiones en cada una de las láminas de la forma descrita más arriba.

Normalmente si cumple c) cumple también d)

e) Si el laminado escogido en a) no cumple se debe de comenzar de nuevo el cálculo con un laminado de mayor espesor o distinta composición, repitiendo todo el proceso hasta encontrar un laminado que cumpla.

* Proceso de cálculo para materiales «homogéneos»

Los cálculos anteriores pueden simplificarse cuando se emplee un material homogéneo con las condiciones expuestas en 2.1.7.1.1 b). En estos casos se puede llegar a relaciones en función de los términos «unitarios» de la matriz de rigidez tal y como se verá a continuación.

Las relaciones vectoriales que ligarán las curvaturas y deformaciones con los correspondientes momentos y esfuerzos aplicados en el laminado siguen siendo las vistas en (Ec. 2.1.247), (Ec. 2.1.278) y (Ec. 2.1.279).

Además de las condiciones mencionadas en 2.1.7.1.1 b) se debe cumplir aquí que

$$\frac{1}{\beta h} <<< 1 \qquad \text{(Ec. 2.1.307)}$$

con:

$$\beta^4 = \frac{a_{22} - \left(\frac{a_{12}^2}{a_{11}}\right) \cdot e}{4R^2 d_{11} e^3} = \frac{\delta^4}{r^2 e^2} \qquad \text{(Ec. 2.1.308)}$$

Siendo

$$\delta^4 = \frac{a_{22} - \left(\frac{a_{12}^2}{a_{11}}\right)}{4d_{11}} \qquad \text{(Ec. 2.1.309)}$$

parámetro que depende sólo del laminado y no de la estructura y por tanto puede ser tabulado fácilmente

En estas condiciones se pueden llegar a obtener las siguientes relaciones

$$N_\varphi = cte = \gamma \cdot r \cdot h \qquad \text{(Ec. 2.1.310)}$$

$$M_\varphi = M'_\varphi = \gamma \cdot r \cdot h \;/\; e \qquad \text{(Ec. 2.1.311)}$$

$$M_X = M'_X \;\; \gamma \cdot r \cdot h \;/\; e \qquad \text{(Ec. 2.1.312)}$$

$$\varepsilon = \varepsilon' \;\; \cdot \gamma \cdot r \cdot h \;/\; e \qquad \text{(Ec. 2.1.313)}$$

Dónde M'_ϕ, M'_X y ε' son constantes función del tipo de laminado que pueden ser tabuladas. En el caso de enrollamiento helicoidal será además necesario referir las tensiones que se producen a los ejes longitudinales y transversales del laminado unidireccional llegando a las relaciones:

$$\sigma_L = \sigma'_L \;\; \gamma \cdot r \cdot h \;/\; e \qquad \text{(Ec. 2.1.314)}$$

$$\sigma_T = \sigma'_T \;\; \gamma \cdot r \cdot h \;/\; e \qquad \text{(Ec. 2.1.315)}$$

$$\tau_{LT} = \tau'_{LT} \;\; \gamma \cdot r \cdot h \;/\; e \qquad \text{(Ec. 2.1.316)}$$

Y como se vio para el caso de tubos a presión realizados por enrollamiento la tensión que limitará el diseño será σ_T

Todas estas constantes mencionadas anteriormente aparecen seguidamente tabuladas para estructuras realizadas por enrollamiento y para materiales «homogéneos» tipo centrifugación, corte sobre mandril con

refuerzo radial, centrifugación y contacto a mano con mats. Las tablas se han obtenido de la obra ya citada «Manuel de Calcul des composites verre-resine» de Manera, Massot y Morel.

Las tablas de 2.29 a 2.34 se refieren al proceso de enrollamiento. Los coeficientes «unitarios» de las matrices de rigidez se obtienen de una representación de 8 capas $\pm$ α simétrica (0,5 mm de espesor cada lámina, siendo el eje 1 el mismo que el de la virola y α los ángulos de enrollamiento los referidos a este eje).

En todos los casos se ha tomado una densidad del vidrio de 2,61 gr/cm^3 y una densidad de la resina de 1,2 gr/cm^3. El módulo de Young de la resina es Er = 3000 MPa..

Para el caso de materiales «homogéneos» son de aplicación las tablas ya vistas de 2.1.22 a 2.1.27, además de las que continúan 2.1.35 y 2.1.36.

En las tablas los términos a_{ij} y d_{ij} se expresan en MPa = N/mm^2, M'_x, M'_ϕ, σ'_L, σ'_T, τ'_{LT} y δ son adimensionales y ε'_x y ε'_ϕ se expresan en mm^2/N.

Tabla 2.1.29 Valores de a_{11}, a_{12}, a_{22},a_{33},d_{11},d_{12},d_{22} y d_{33} para 65% en peso (proceso de fabricación: enrollamiento continuo)

α	a_{11}	a_{12}	a_{22}	a_{33}	d_{11}	d_{12}	d_{22}	d_{33}
90	8940	2950	36170	3150	745	246	3010	262
85	8950	3150	35770	3350	745	263	2980	279
80	8980	3730	34570	3930	749	311	2880	327
75	9100	4610	32690	4810	758	384	2720	401
70	9380	5700	30240	5900	781	475	2520	492
65	9900	6850	27400	7050	825	571	2280	588
60	10760	7940	24370	8140	897	662	2030	678
55	12030	8820	21340	9020	1000	735	1780	752
50	13740	9400	18470	9600	1140	784	1540	800
45	15900	9600	15900	9800	1320	800	1320	817

Tabla 2.1.30 Valores de a_{11}, a_{12}, a_{22},a_{33},d_{11},d_{12},d_{22} y d_{33} para 70% en peso (proceso de fabricación: enrollamiento continuo)

α	a_{11}	a_{12}	a_{22}	a_{33}	d_{11}	d_{12}	d_{22}	d_{33}
90	10530	3370	40080	3650	878	281	3340	304
85	10540	3590	39630	3870	878	299	3300	323
80	10570	4230	38330	4500	880	352	3190	375
75	10680	5200	36270	5480	890	433	3020	457
70	10960	6390	33600	6670	914	533	2800	556
65	11520	7660	30500	7940	960	639	2540	662
60	12430	8860	27200	9140	1036	738	2270	762
55	13790	9830	23890	10110	1149	819	1990	842
50	15640	10470	20770	10750	1300	872	1730	896
45	17990	10690	17990	10970	1500	890	1500	914

Tabla 2.1.31 Valores de a_{11}, a_{12}, a_{22},a_{33},d_{11},d_{12},d_{22} y d_{33} para 75% en peso (proceso de fabricación: enrollamiento continuo)

α	a_{11}	a_{12}	a_{22}	a_{33}	d_{11}	d_{12}	d_{22}	d_{33}
90	12850	3980	44730	4350	1070	332	3730	362
85	12850	4230	44250	4590	1071	352	3690	382
80	12870	4930	42830	5290	1072	410	3570	441
75	12980	6000	40590	6370	1081	500	3380	530
70	13260	7310	37680	7680	1100	609	3140	640
65	13820	8710	34310	9080	1150	726	2860	756
60	14780	10030	30720	10390	1237	835	2560	866
55	16230	11100	27130	11460	1352	924	2261	955
50	18210	11800	23750	12160	1518	983	1979	1015
45	20740	12040	20740	12400	1728	1003	1728	1034

Tabla 2.1.32 Valores de M'_x, M'_j, δ, σ'_L, σ'_T y σ'_{LT} para 65 % en peso (proceso de fabricación: enrollamiento continuo)

α	M'_α	M'_φ	δ	σ'_L	σ'_T	τ'_{LT}
90	0.145	0.048	1.85	1.29	0.87	0
85	0.147	0.052	1.85	1.32	0.88	0.07
80	0.150	0.062	1.82	1.41	0.90	0.15
75	0.158	0.080	1.78	1.55	0.93	0.23
70	0.171	0.104	1.71	1.74	0.97	0.32
65	0.191	0.132	1.62	1.99	1.00	0.43
60	0.22	0.162	1.51	2.34	1.03	0.55
55	0.26	0.191	1.39	2.72	1.00	0.70
50	0.308	0.211	1.27	3.07	1.08	0.83
45	0.36	0.220	1.17	3.35	1.20	0.93

Tabla 2.1.33 Valores de M'_x, M'_j, δ, σ'_L, σ'_T y σ'_{LT} para 70 % en peso (proceso de fabricación: enrollamiento continuo)

α	M'_α	M'_φ	δ	σ'_L	σ'_T	τ'_{LT}
90	0.15	0.048	1.82	1.29	0.90	0
85	0.15	0.051	1.81	1.32	0.91	0.076
80	0.155	0.062	1.79	1.40	0.92	0.153
75	0.162	0.079	1.75	1.54	0.95	0.235
70	0.175	0.102	1.69	1.73	0.99	0.33
65	0.194	0.129	1.60	1.96	1.03	0.44
60	0.223	0.159	1.50	2.29	1.05	0.56
55	0.261	0.186	1.38	2.65	1.02	0.70
50	0.31	0.206	1.27	2.98	1.11	0.84
45	0.36	0.213	1.18	3.25	1.23	0.94

Tabla 2.1.34 Valores de M'_x, M'_j, δ, σ'_L, σ'_T y σ'_{LT} para 75 % en peso (proceso de fabricación: enrollamiento continuo).

α	M'α	M'φ	δ	σ'L	σ'T	τ'LT
90	0.157	0.049	1.78	1.29	0.94	0
85	0.158	0.052	1.78	1.32	0.95	0.079
80	0.162	0.062	1.76	1.40	0.96	0.159
75	0.169	0.078	1.72	1.54	0.99	0.245
70	0.181	0.100	1.66	1.71	1.03	0.34
65	0.199	0.126	1.58	1.94	1.06	0.45
60	0.227	0.154	1.48	2.22	1.08	0.58
55	0.263	0.180	1.38	2.55	1.06	0.71
50	0.307	0.199	1.28	2.86	1.16	0.85
45	0.355	0.206	1.19	3.10	1.27	0.94

Tabla 2.1.35 Valores de δ, M'_x, M'_j, ε'_x y ε'_j, para laminados realizados por centrifugación y corte sobre mandril con un porcentaje de fibra de refuerzo de 25, 30, 35 y 40% en peso

β = 25 %						β = 30 %				
R	δ	M_x	M'φ	1000 ε' mm²/N	1000 ε' φ mm²/N	δ	M_x	M'φ	1000 ε' mm²/N	1000 ε' φ mm²/N
0	1.27	0.308	0.108	0.29	0.15	1.27	0.307	0.104	0.26	0.13
5	1.29	0.299	0.105	0.28	0.14	1.296	0.298	0.101	0.25	0.12
10	1.31	0.291	0.102	0.28	0.14	1.31	0.288	0.098	0.25	0.12
15	1.33	0.283	0.099	0.28	0.13	1.33	0.280	0.095	0.24	0.11
β = 35 %						β = 40 %				
0	1.276	0.307	0.104	0.23	0.12	1.28	0.306	0.101	0.20	0.10
5	1.298	0.297	0.101	0.22	0.11	1.299	0.296	0.101	0.20	0.10
10	1.32	0.287	0.098	0.22	0.11	1.32	0.285	0.094	0.19	0.09
15	1.34	0.278	0.094	0.22	0.10	1.34	0.277	0.092	0.19	0.09

Tablas 2.1.36 Valores de d, M'_x, M'_j, e'_x y e'_j para laminados realizados por centrifugación con un porcentaje de fibra de refuerzo de 45 y 50% en peso

β peso medio	45 %	50 %
δ	1.279	1.279
Mx	0.306	0.306
Mφ	0.101	0.101
$1000\ \varepsilon'_\alpha$	0.18	0.16 mm^2 /N
$1000\ \varepsilon'_\varphi$	0.09	0.08 mm^2 /N

Ejemplo 2.1.18 Se quiere realizar por enrollamiento un depósito vertical de fondo plano de 2 m. de diámetro y 5 m. de altura, el ángulo de enrollamiento elegido es de 75º y el reglaje de la máquina conduce a un laminado con un 65% de fibra de vidrio en peso. La densidad de líquido a contener es de 1,2 gr/cm³).

$\gamma = 12 \times 10^{-6}$ N/mm³

R = 1000 mm

h = 5000 mm

Limitamos la tensión en el sentido transversal de las fibras a 10 MPa para obtener un coeficiente de seguridad a rotura de 6; además, siguiendo el criterio general de la mayoría de Normas, no se tienen en cuenta para el cálculo mecánico las eventuales capas anticorrosión de la estructura.

En las condiciones descritas, de la tabla 2.1.31

$\sigma'_T = 0.93$

$\sigma_T = 0.93 \cdot (\gamma \cdot R \cdot h/e)$

$10 >= 0.93\ (12.10^{-6}.1000.5000 / e)$ $\quad e >= 0.93\ (12 \cdot 10^{-6} \cdot 1000 \cdot 5000 / 10) = 5.58$ mm.

Si suponemos que el espesor de cada lámina del laminado es de 0,5 mm serían necesarias seis alternancias de $\pm$ 75º, es decir e= 6mm.

Por último se debe verificar la condición de que 1/(βh) sea despreciable frente a la unidad.

$$\frac{1}{\beta h} = \frac{\sqrt{R \cdot e}}{\delta \cdot h}$$

δ sale de la tabla 2.1.32 y tiene el valor de δ = 1.78

Por lo tanto:

$$\frac{1}{\beta h} = \frac{\sqrt{1000 \cdot 6}}{1.78 \cdot 5000} = 0.0087 <<< 1 \qquad \text{VALIDO}$$

Ejemplo 2.1.19 Se desea realizar el depósito anterior por corte sobre mandril con un porcentaje de vidrio en forma unidireccional del 5%. El porcentaje en peso de la fibra de vidrio del laminado total es del 35%.

En este caso lo limitante será la deformación interna máxima permitida al laminado. Si limitamos esta deformación al 0,2%, empleando los coeficientes que aparecen en la tabla 2.1.35, obtendremos directamente el espesor del laminado.

$\varepsilon_X = \varepsilon'_X (\gamma \cdot R \cdot h / e)$ $\qquad \varepsilon'_X = 0.22 \cdot 10^{-3} mm^2/N \quad \delta = 1.298$

$0.002 >= (0.22 \cdot 10^{-3} \cdot 12 \cdot 10^{-6} \cdot 1000 \cdot 5000 / e)$ $\qquad e >= (0.22 \cdot 10^{-3} \cdot 12 \cdot 10^{-6} \cdot 1000 \cdot 5000 / 0.002)$

$e >= 6.6$ mm

El espesor del laminado es algo mayor que el anterior como cabía esperar dado el mayor porcentaje de fibra de vidrio en peso que permite el proceso de fabricación por enrollamiento en comparación con el de corte sobre mandril.

Falta ahora comprobar que $1/(\beta h)$ es despreciable frente a la unidad

$(1 / \beta h) = ((R.e)^{0.5} / \delta.h) = ((1000.6,6)^{0.5} / 1,298.5000) = 0,0125$ $\qquad$ VALIDO

2.1.7.1.5 Silos

El aspecto diferente del cálculo de este tipo de depósitos es que uno de sus fondos se realiza de forma cónica. La unión de este fondo troncocónico con la virola del depósito se realiza mediante una banda que puede asimilarse a un empotramiento.

En la figura 2.1.54 se representa esquemáticamente un silo con todos los parámetros necesarios para su cálculo

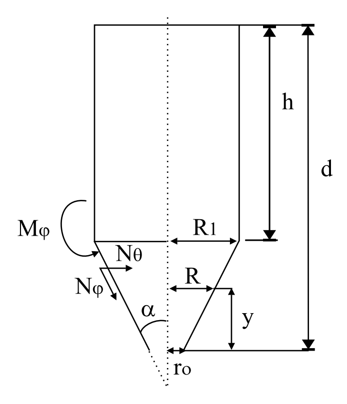


Figura 2.1.54 Depósito con fondo cónico

Para su cálculo el silo se puede descomponer en dos partes: una virola vertical que se calcula exactamente igual que un depósito vertical de los vistos anteriormente y la parte cónica que se calcula como veremos a continuación. Vamos a exponer dos métodos de cálculo, el primero basado en desarrollos teóricos y otro basado en la BS 4994 (1987) que se basa en criterios más empíricos.

* Cálculo analítico

Se pueden distinguir dos casos:

a) Si la parte troncocónica es inferior a la mitad de la altura total del silo, la zona más solicitada se encuentra en la cintura y soporta el siguiente sistema de esfuerzos

$$N_1 = N_\varphi = \gamma \frac{\left(R_1^2 d - \frac{1}{tg\,\alpha}\right)\left(\frac{2R_1^3}{3} - r_0\left(R_1^2 - F\frac{r_0^2}{3}\right)\right)}{2R_1 \cos\alpha} \qquad \text{(Ec. 2.1.317)}$$

$$M_1 = M_\varphi = (\gamma h)(R_1 - r_0)\frac{1 - \left(\frac{1}{\beta h}\right)}{R_1 \cos\alpha\, 2\beta^2} \qquad \text{(Ec. 2.1.318)}$$

$$M_2 = M_\vartheta = M_\varphi\,(D_{12} / D_{11}) \qquad \text{(Ec. 2.1.319)}$$

El cálculo de M_ϑ y $M\varphi$ puede obtenerse de los correspondientes Momentos en una virola vertical de la misma composición que la propuesta para el cono (M'_x y M'_φ) multiplicadas por el factor *f*, cuyo valor es:

$$f = (R_1 - r_0 / R_1 \cos\alpha) \qquad \text{(Ec. 2.1.320)}$$

Con lo que los Momentos actuantes en el cono serán:

$M_{\varphi} = M'_{x} \cdot f$ (Ec. 2.1.321)

$M_{\vartheta} = M'_{\varphi} \cdot f$ (Ec. 2.1.322)

En un punto algo más alejado de la cintura ya no existirá la flexión y la pieza trabajará exclusivamente en membrana con el siguiente sistema de esfuerzos.

$N_1 = N_{\varphi}$ (Ec. 2.1.323)

$N_2 = N_{\vartheta} = (\gamma \cdot h\ (R_1 - r_0) / \cos\alpha)$ (Ec. 2.1.324)

El caso a) es el más habitual para silos realizados con plástico reforzado con fibra de vidrio.

b) Si la parte troncocónica es mayor que la mitad de la altura total *d* del silo, el punto situado en la cintura soporta los esfuerzos anteriores, pero el punto más cargado en esfuerzo de membrana soporta:

$$N_1 = N_{\varphi} = \frac{\frac{9}{32} \cdot d^3 \cdot tg^2\alpha + \frac{9}{16} r_0 \cdot d^2 \cdot \frac{tg\,\alpha - r_0^3}{3\,tg\,\alpha}}{\frac{3}{2} d \cdot sen\,\alpha}$$ (Ec. 2.1.325)

$N_2 = N_{\vartheta} = (\gamma \cdot d^2 \cdot tg\alpha / 4\cos\alpha)$ (Ec. 2.1.326)

*Cálculo según la BS 4994 (1987)

Según esta Norma para el cálculo de fondos cónicos sujetos a presión interna, con una inclinación con respecto al eje del depósito de 75º o menor.

La carga unitaria circunferencial será:

$Q = (0{,}5 \cdot P \cdot D_k / \cos\phi)$ (Ec. 2.1.327)

Dónde:

D_k = diámetro interior en la base del cono (ver figura 2.1.79)

ϕ = ángulo del cono respecto al eje del depósito

Para la construcción mostrada en la figura 2.1.79 a (es la forma más habitual), el valor de *Q* será el mayor entre el calculado anteriormente y Q_{x1}, siendo este último valor:

$Q_{x1} = 0{,}5\ P\ D_i\ K_{c1}$ (Ec. 2.1.328)

Siendo K_{c1} es el valor obtenido de la tabla 2.37.

Para la construcción de la forma mostrada en la figura 2.1.79 b (sólo permitida en el caso de barrera interna termoplástica), la carga unitaria longitudinal para la zona de unión cono-cilindro será el mayor de los valores Q y Q_{x2}, siendo este último valor:

$$Q_{x2} = 0.5 \cdot P \cdot D_i\, K_{c2} \qquad \text{(Ec. 2.1.329)}$$

donde K_{c2} se obtiene de la tabla 2.1.38.

Por otra parte el espesor calculado para la zona de intersección de cilindro-cono se extenderá en las partes adyacentes de estos una distancia L_c dada por la expresión:

$$L_c = \sqrt{\frac{D_i \cdot t_c}{\cos\phi}} \qquad \text{(Ec. 2.1.330)}$$

2.1.7.1.6 Pandeo de estructuras cilíndricas

Un depósito horizontal puede estar sometido a pandeo longitudinal o pandeo circunferencial (depresión). En general, el pandeo circunferencial suele ser más crítico que el longitudinal.

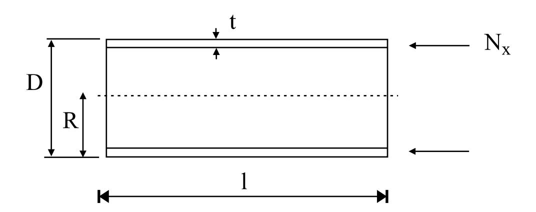


Figura 2.1.55 Pandeo axial de un depósito horizontal

a) Pandeo axial

Según la figura 2.1.55, la carga crítica de pandeo toma la siguiente expresión:

$$N_x = 0.3\sqrt{E_{xf1}E_{\varphi fi}}\,\frac{t^2}{2} \qquad \text{(Ec. 2.1.331)}$$

con módulo aparente a flexión en dirección axial:

$$E_{xf1} = 12(D_{22} - D_{12}^2 / D_{11})t^3 \qquad \text{(Ec. 2.1.332)}$$

y en dirección circunferencial:

$$E_{\varphi f1} = 12\,(D_{22} - D^2_{12}/D_{11})/t^3 \qquad \text{(Ec. 2.1.332)}$$

b) Pandeo circunferencial

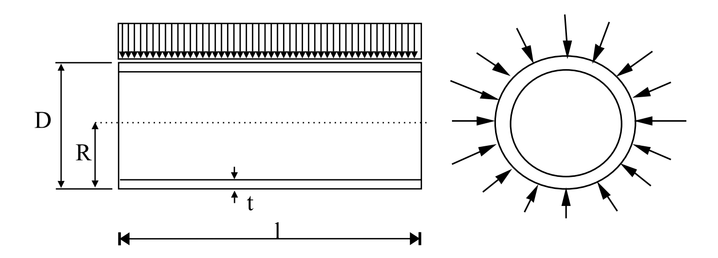


Figura 2.1.56 Pandeo circunferencial de depósitos (depresión)

Un depósito sometido a pandeo circunferencial presenta una presión crítica de pandeo de valor:

$$p = 0.834\eta E^{3/4} \frac{E\varphi}{1 - 0.1\frac{E_x}{E_\varphi}} \left(\frac{E_x}{E_\varphi}\right)^{0.25} \frac{R}{1} \left(\frac{t}{R}\right)^{5/2} \qquad \text{(Ec. 2.1.334)}$$

con:

η_E : relación entre el módulo aparente en flexión y el módulo aparente en tracción.

l : longitud total del depósito

para longitudes muy grandes, se toma:

$$p = (2 / 1-\nu^2)E_\varphi \ (t / D)^3 \qquad \text{(Ec. 2.1.335)}$$

o bien,

$$p = 24\ D_{22}/D^3 \qquad \text{(Ec. 2.1.336)}$$

Con objeto de evitar sobredimensionamientos, un depósito sometido a pandeo circunferencial, puede ser diseñado mediante rigidizadores. En este caso, si la distancia entre rigidizadores es *l*, la carga crítica de pandeo vale:

$$p = 24\ I/(l\ t^3) \qquad \text{(Ec. 2.1.337)}$$

2.1.7.2 Estructuras esféricas

Esfera sometida a presión interna

Una estructura esférica sometida a presión interna presenta el siguiente estado de esfuerzos:

$$N_{\varphi} = pR/2 \quad \text{(Ec. 2.1.338)}$$

$$N_{\theta} = pR/2 \quad \text{(Ec. 2.1.339)}$$

Sea, por ejemplo, un depósito esférico sometido a presión interna. Según la figura 2.57, los esfuerzos en la parte superior serán:

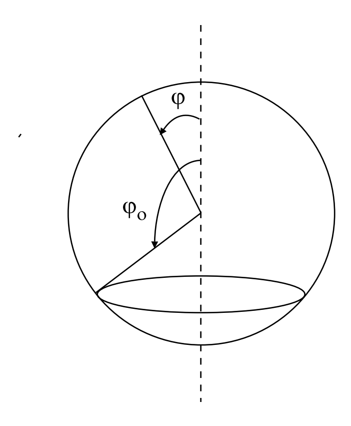


Figura 2.1.57 Esquema de un depósito esférico

$$N_{\varphi} = f_1(\varphi)\, \gamma\, R^2 / 6 \quad \text{(Ec. 2.1.340)}$$

$$N_{\theta} = f_2(\varphi)\, \gamma\, R^2 / 6 \quad \text{(Ec. 2.1.341)}$$

y en la parte inferior,

$$N_{\varphi} = f_3(\varphi)\, \gamma\, R^2 / 6 \quad \text{(Ec. 2.1.342)}$$

$$N_{\theta} = f_4(\varphi)\, \gamma\, R^2 / 6 \quad \text{(Ec. 2.1.343)}$$

En la tabla 2.1.37 se representan los valores de las cuatro funciones para valores de φ.

Cúpula esférica

En una cúpula esférica sometida a una carga uniforme en dirección vertical hacia abajo (por ejemplo, una carga de nieve), los esfuerzos existentes son los siguientes:

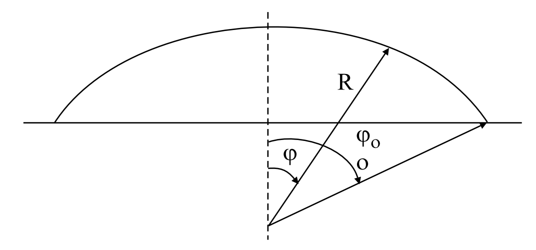


Figura 2.1.58 Esquema de una cúpula esférica

$N_\varphi = f_1(\varphi)\, R\, P$ (Ec. 2.1.344)

$N_\theta = f_2(\varphi)\, R\, P$ (Ec. 2.1.345)

En la Tabla 2.1.38 se representan los valores de f_1 y f_2 para diferentes valores de φ.

Tabla 2.1.37 Valores de f_1, f_2, f_3 y f_4 para diferentes valores de φ

φ	f_1	f_2	f_3	f_4
0	0	0	infinito	infinito
10	0.023	0.068	132.7*	122.7*
20	0.090	0.272	34.3*	24.6*
30	0.196	0.608	16.19*	7*
40	0.335	1.068	10.017*	1.420*
50	0.497	1.646	7.313*	-0.54*
60	0.667	2.33	6*	-1*
70	0.826	3.122	5.35*	-0.69*
80	0.949	4.009	5.073*	0.031*
90	1	5	5	1
100	0.927	6.115	5.051	2.093
110	0.644	7.408	5.174	3.226
120	0	9	5.333	4.333
130	-1.313	11.170	5.503	5.360
140	-4.017	14.613	5.665	6.261
150	-10.196	21.392	5.804	7
160	-28.28	39.92	5.910	4.549
170	-126.7*	+138.6*	5.977	7.886
180	-infinito	-infinito	6	8
* dado por memoria φ0 > = 90				

Tabla 2.1.38 Valores de f_1 y f_2 para diferentes valores de j

φ	f_1	f_2
0	-0.5	-0.5
10	-0.504	-0.481
20	-0.516	-0.424
30	-0.536	0.330
40	-0.566	-0.200
50	-0.609	-0.034
60	-0.667	0.167
70	-0.745	0.403
80	-0.852	0.678
90	-1	1

2.1.7.3 Caso general

Existen aplicaciones, donde la estructura de material compuesto está trabajando bajo unos esfuerzos de membrana de tipo general como un ala de avión y un casco de un buque.

En este caso no existe una formulación analítica. Es preciso resolver las ecuaciones de tensión plana:

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.346)}$$

Como la matriz de rigidez es conocida, necesitamos conocer además, o bien el vector de esfuerzos exteriores sobre el laminado, o bien el vector de deformaciones.

Una vez resuelta esta ecuación, se conocerá el vector de deformación a lo largo del espesor del laminado, y por lo tanto, el vector de deformación en cada lámina.

El vector de tensiones en cada lámina se obtendrá aplicando la ecuación:

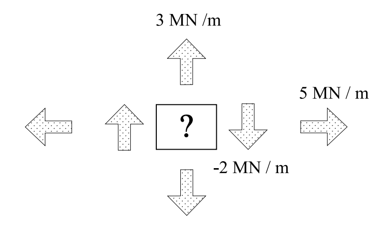
$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \overline{Q}_{11} & \overline{Q}_{12} & \overline{Q}_{16} \\ \overline{Q}_{12} & \overline{Q}_{22} & \overline{Q}_{26} \\ \overline{Q}_{16} & \overline{Q}_{22} & \overline{Q}_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.1.347)}$$

donde la matriz Q, o matriz de rigidez de la lámina orientada es conocida y el vector de deformaciones también es conocido, ya que se ha determinado a partir de la ecuación anterior.

Una vez conocido el vector de tensiones se pude aplicar un criterio de rotura. En el capítulo 5 se han analizado con profundidad los criterios más extendidos.

La optimización del laminado es compleja y debe realizarse por ordenador. A continuación se muestra un ejemplo de como obtener el laminado óptimo ante un estado de cargas completo:

OPTIMIZACIÓN DE UN LAMINADO CON CARGAS EN EL PLANO:



$N_1 = 5$ MN /m
$N_2 = 3$ MN/m
$N_6 = -2$ MN/m

* Los resultados son impredecibles
* Se requiere un software que defina cual es el mejor laminado
* Cuando existe una componente de cortadura, los laminados equilibrad (nº Lam +45 = nº Lam –45) no son los óptimos

SUBLAMINADOS ÓPTIMOS

$[0_3/90/145_4]$	86 Láminas
$[0_4/90/-45_3]$	88 Láminas
$[0_2/45/-45_5]$	90 Láminas
$[0_3/90_2/-45_3]$	92 Láminas
$[0_2/90/45/-45_4]$	98 Láminas

Figura 2.1.59 Optimización del laminado

2.1.8 PLACAS

2.1.8.1 Introducción

Se entiende por placa [29][30], aquella estructura plana que está sometida a cargas transversales y momentos flectores. En este capítulo se tratarán las placas sólidas de materiales compuestos. Las estructuras sandwich se estudiarán en el capítulo siguiente. Existen importantes aplicaciones estructurales de los materiales compuestos reforzados con fibras cuyo comportamiento se asimila al de una placa: suelos, laterales, bases,...

La formulación analítica de placas de materiales compuestos se ha analizado ya en el apartado 2.1.4 relativo a flexión de laminados. Este capítulo va a tratar del cálculo de placas trabajando a flexión y a compresión (pandeo).

2.1.8.2 Cálculo de flexión de placas mediante fórmulas analíticas

El problema numérico de una placa de materiales compuestos es complejo. No existen fórmulas analíticas que den la flecha máxima y esfuerzos en una placa genérica.

Para el caso de placas ortótropas rectangulares delgadas cargadas transversalmente, la flecha máxima w y los momentos flectores en el centro de la placa están dados por las siguientes expresiones:

$$w_{max} = \frac{16q_0}{\pi^6} \sum_{m=1,3,5}^{\infty} \sum_{m=1,3,5}^{\infty} \frac{(-1)^{\frac{m+n}{2}-1}}{mn\left[D_{11}\left(\frac{m}{a}\right)^4 + 2\left(D_{12}+2D_{33}\right)\left(\frac{mn}{ab}\right)^2 + D_{22}\left(\frac{n}{b}\right)^4\right]}$$

(Ec. 2.1.348)

$$M_x = \frac{16q_0}{\pi^6} \sum_{m=1}^{\infty} \sum_{m=1}^{\infty} \frac{\left[D_{11}\left(\frac{m^2}{a^2}\right) + D_{12}\left(\frac{n^2}{b^2}\right)\right] \cdot \mathrm{sen}\frac{m\pi x}{a} \cdot \mathrm{sen}\frac{n\pi y}{b}}{mn\left[D_{11}\left(\frac{m}{a}\right)^4 + 2\left(D_{12}+2D_{33}\right)\left(\frac{mn}{ab}\right)^2 + D_{22}\left(\frac{n}{b}\right)^4\right]}$$

(Ec. 2.1.349)

$$M_y = \frac{16q_0}{\pi^4} \sum_{m=1}^{\infty} \sum_{m=1}^{\infty} \frac{\left[D_{11}\left(\frac{m^2}{a^2}\right) + D_{12}\left(\frac{n^2}{b^2}\right)\right] \cdot \mathrm{sen}\frac{m\pi x}{a} \cdot \mathrm{sen}\frac{n\pi y}{b}}{mn\left[D_{11}\left(\frac{m}{a}\right)^4 + 2\left(D_{12}+2D_{33}\right)\left(\frac{mn}{ab}\right)^2 + D_{22}\left(\frac{n}{b}\right)^4\right]}$$

(Ec. 2.1.350)

$$M_{xy} = \frac{32q_0}{\pi^4} \sum_{m=1}^{\infty} \sum_{m=1}^{\infty} \frac{D_{33}\frac{mn}{ab} \cdot \cos\frac{m\pi x}{a} \cdot \cos\frac{n\pi y}{b}}{mn\left[D_{11}\left(\frac{m}{a}\right)^4 + 2\left(D_{12}+2D_{33}\right)\left(\frac{mn}{ab}\right)^2 + D_{22}\left(\frac{n}{b}\right)^4\right]}$$

(Ec. 2.1.351)

Siendo la carga exterior:

$$q(x,y) = \frac{16q_0}{\pi^2} \sum_{m=1,3,5}^{\infty} \frac{1}{mn} \cdot \cos\frac{m\pi x}{a} \cdot \cos\frac{n\pi y}{b} \qquad \text{(Ec. 2.1.351)}$$

Para el caso de placas ortótropas con $D_{11} = D_{22}$ y $D_{16} = D_{26}$, simplemente apoyadas y cargadas uniformemente, la flecha máxima está dada por la expresión:

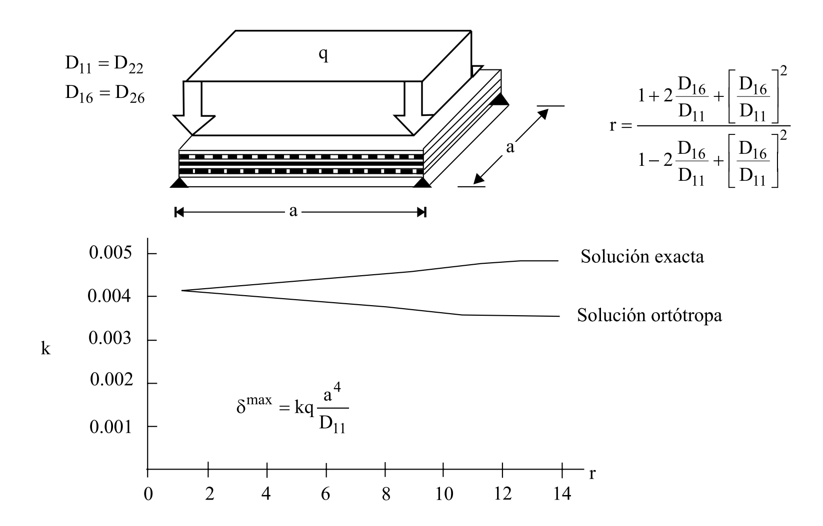


Figura 2.1.60 Flecha máxima de placas de materiales compuestos simplemente apoyadas y cargas uniformemente

Para el caso de placas ortótropas con $E_x = E_y$, $G_{xy} / E_y = 0.25$ y $n_{xy} = 0.3$ empotradas y cargadas uniformemente, la flecha máxima está dada por la expresión:

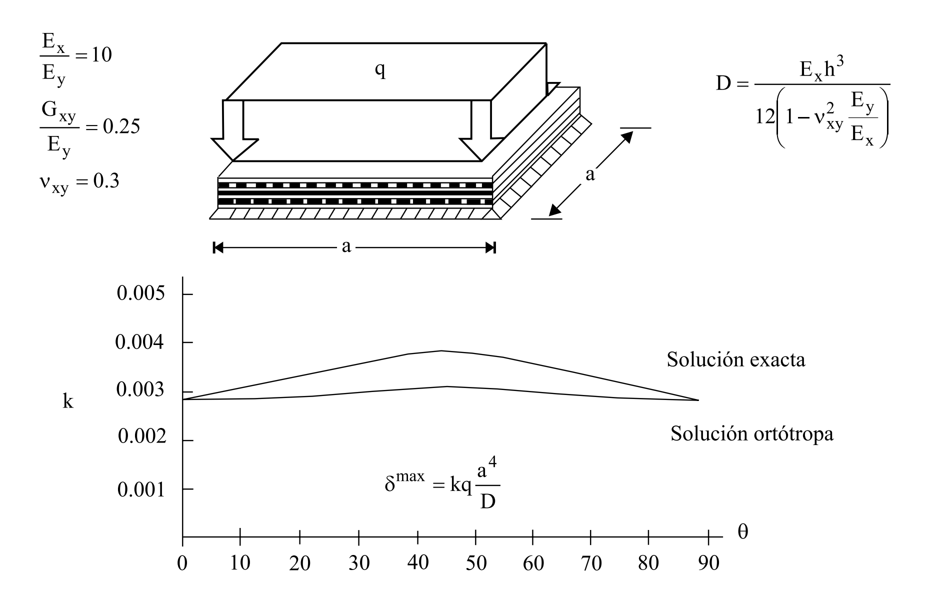


Figura 2.1.61 Flecha máxima de placas de materiales compuestos empotradas y cargas uniformemente

2.1.8.3 Cálculo de flexión de placas por elementos finitos

Para llevar a cabo un cálculo general con condiciones de contorno y solicitaciones genéricas y teniendo en cuenta deformaciones de cortadura interlaminar, se debe recurrir a un programa de elementos finitos.

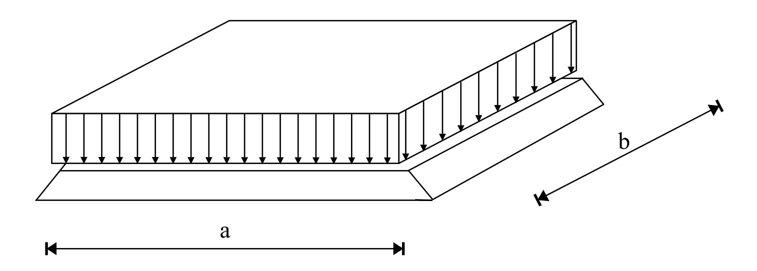


Figura. 2.1.62 Placa apoyada en el contorno sometida a una carga uniformemente distribuida

Basándonos en cálculos realizados por el método de los elementos finitos, se va a exponer un método simplificado de cálculo que permitirá obtener fácilmente el desplazamiento máximo de diferentes tipos de placas con distintos materiales, solicitaciones y condiciones de contorno.

- MATERIAL 1. Laminado compuesto por láminas unidireccionales de fibra de vidrio con resina de poliéster. V_f = 51.85 %. E_y =10.289 MPa.

- MATERIAL 2. Laminado compuesto por láminas de tejido de fibra de vidrio con resina de poliéster. V_f = 40.91 %. E_y =19.817 MPa.

- MATERIAL 3. Laminado compuesto por láminas de mat de fibra de vidrio con resina de poliéster. V_f = 16.51 %. E_y =7.733 MPa.

Para una carga uniforme *q*, la flecha está dada por la expresión:

$$f = k \cdot 10^{-2}\, q\, a^4 / (\, E_y\, t^3) \qquad \text{(Ec. 2.1.353)}$$

Para una carga puntual *P*, la flecha está dada por la expresión:

$$f = k \cdot 10^{-2}\, P\, a^2 / (\, E_y\, t^3) \qquad \text{(Ec. 2.1.354)}$$

k está representada en las siguientes gráficas:

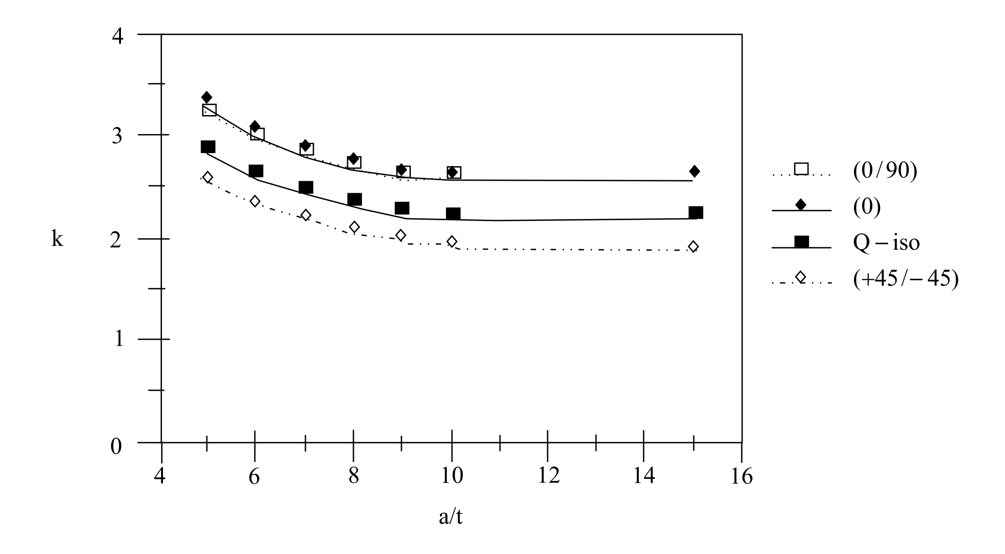


Figura 2.1.63 Flexión cilíndrica de MATERIAL 1

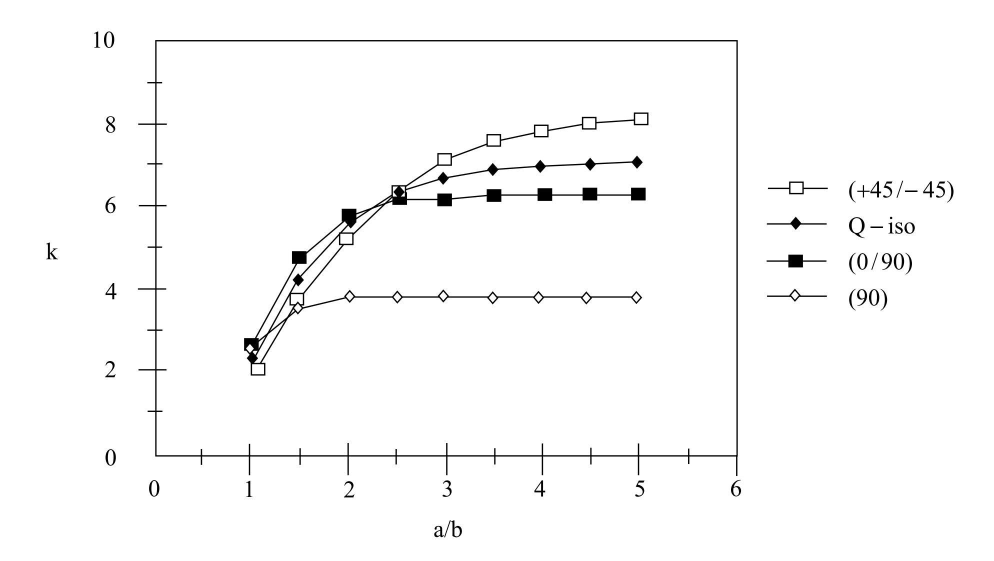


Figura 2.1.64 MATERIAL 1. Carga uniforme. Placa simplemente apoyada.

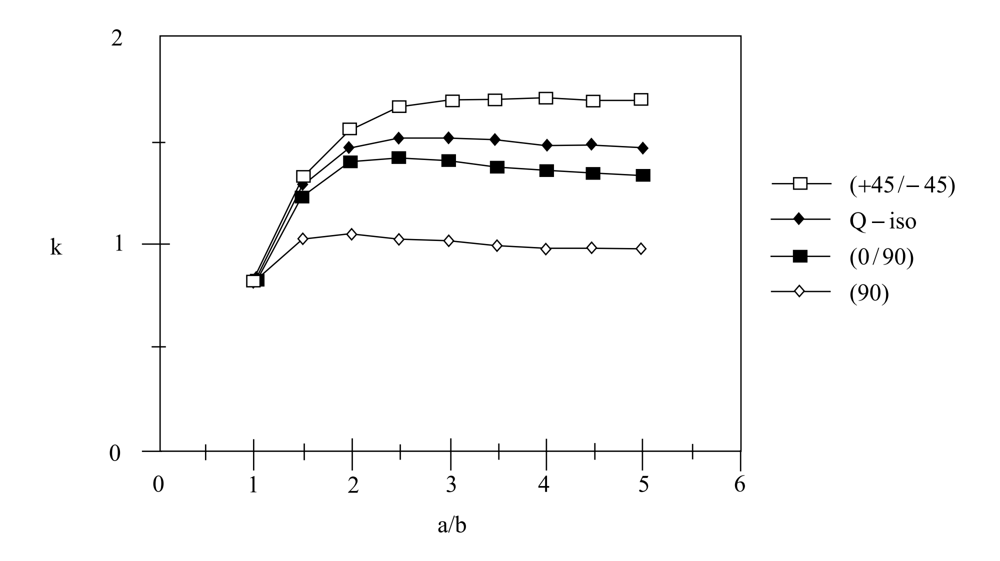


Figura 2.1.65 MATERIAL 1. Carga uniforme. Placa empotrada

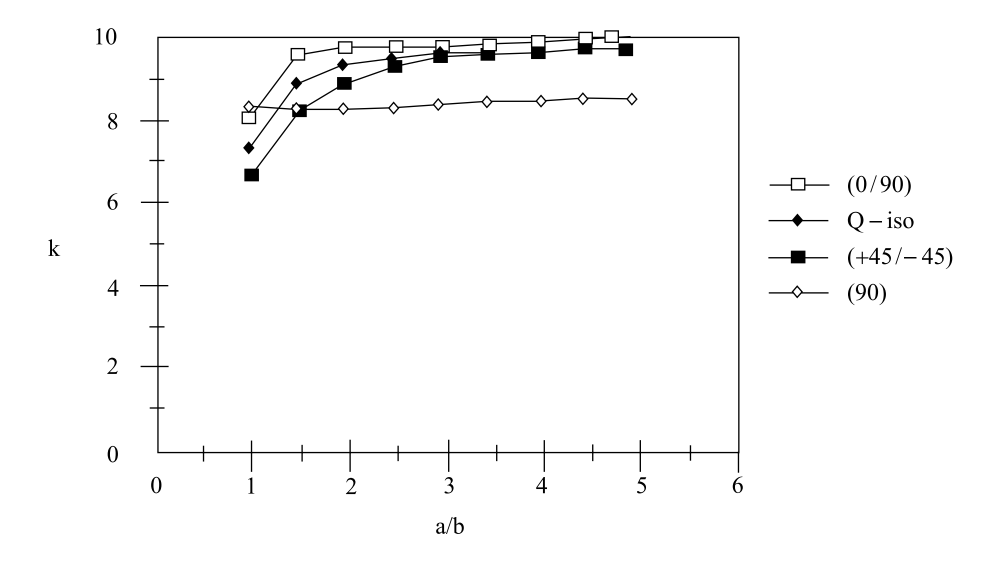


Figura 2.1.66 MATERIAL 1. Carga puntual. Placa simplemente apoyada

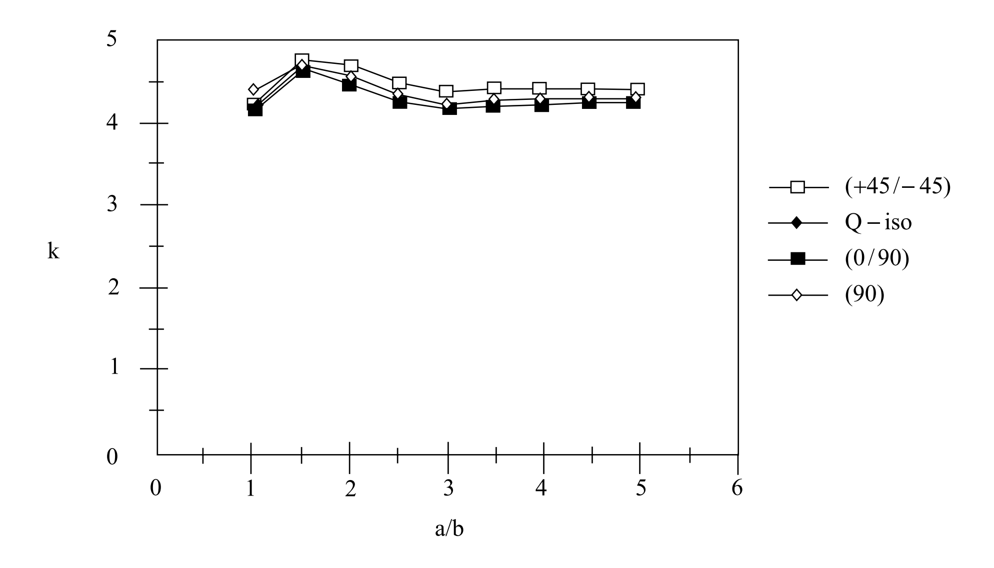


Figura 2.1.67 MATERIAL 1. Carga puntual. Placa empotrada

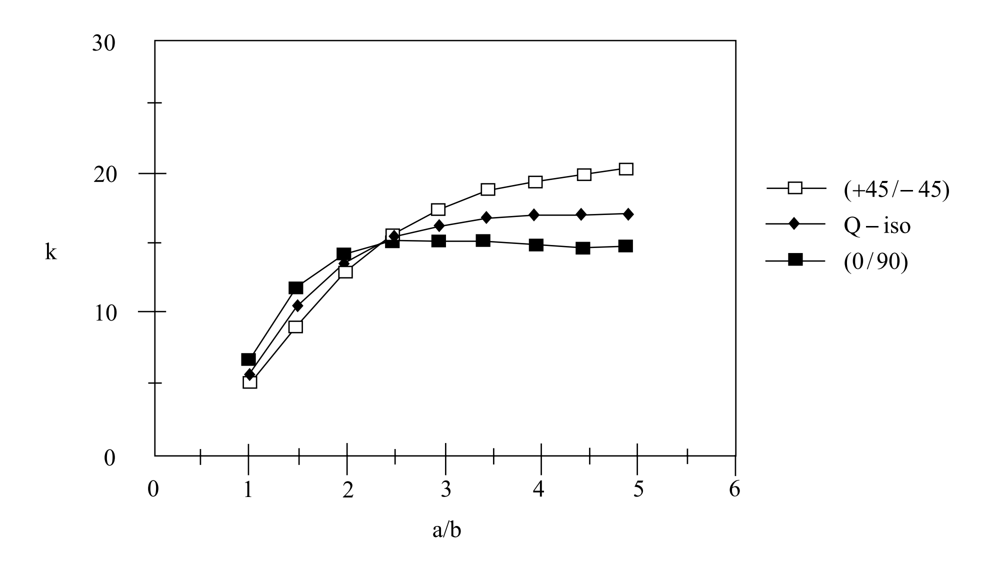


Figura 2.1.68 MATERIAL 2. Carga uniforme. Placa simplemente apoyada

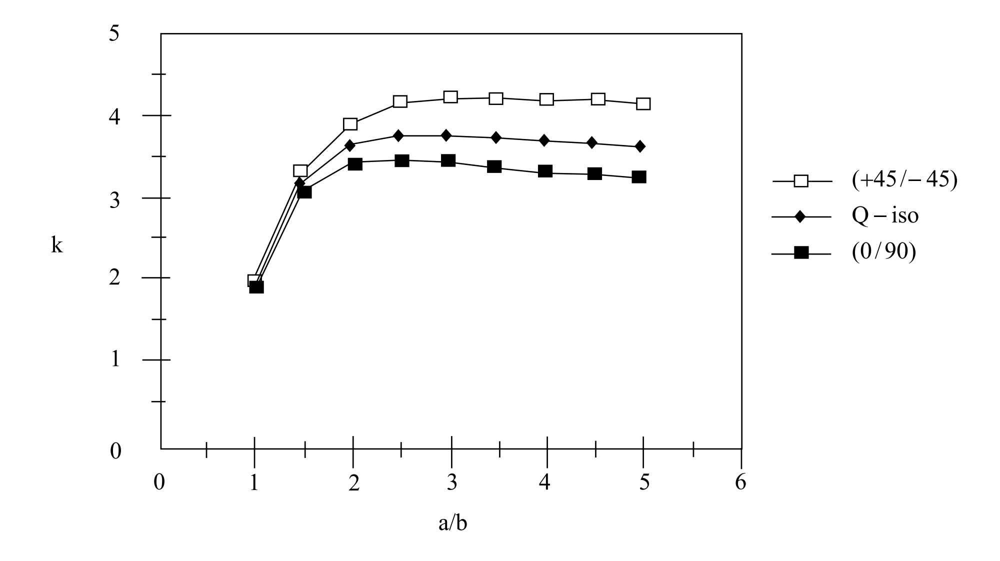


Figura 2.1.69 MATERIAL 2. Carga uniforme. Placa empotrada

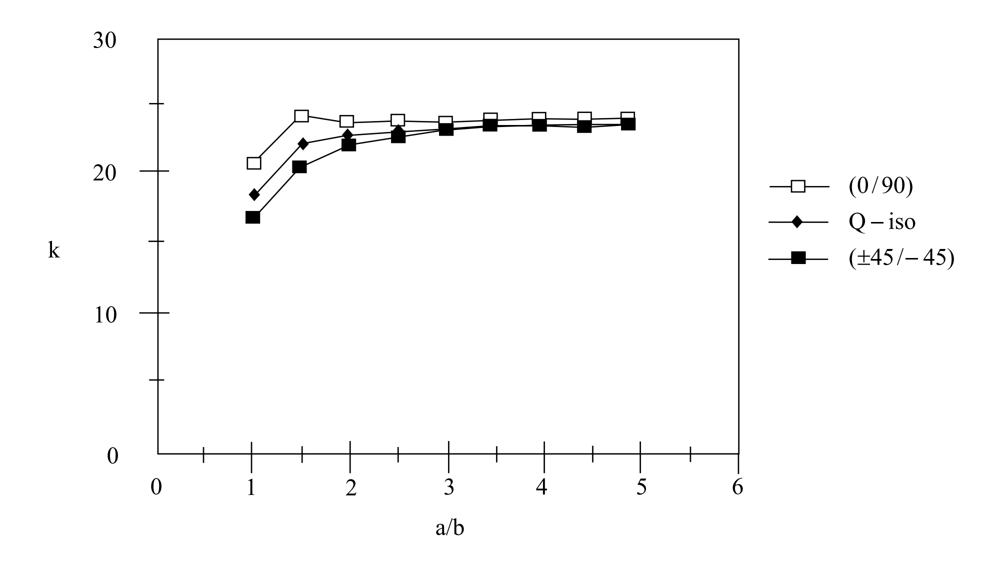


Figura 2.1.70 MATERIAL 2. Carga puntual. Placa simplemente apoyada

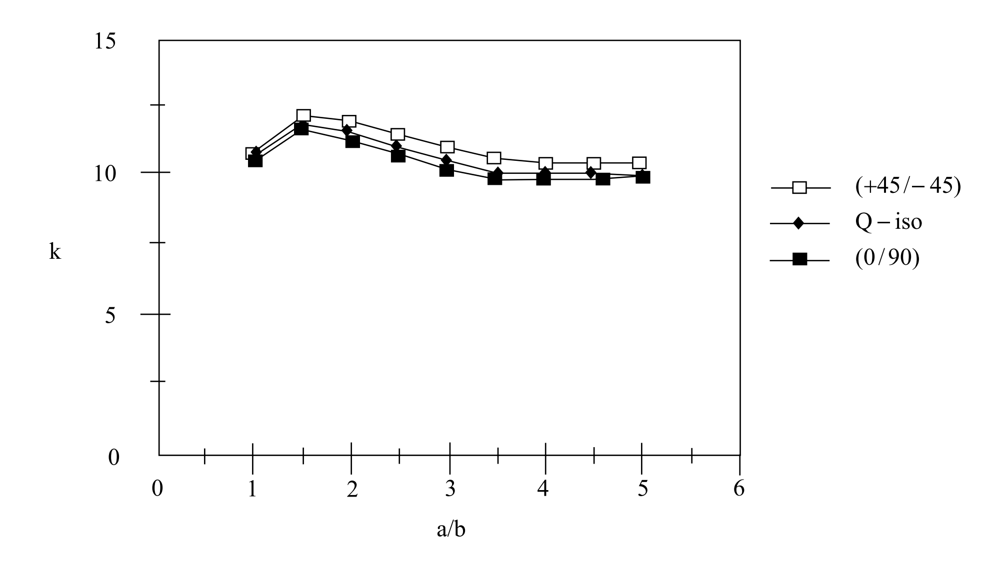


Figura 2.1.71 MATERIAL 2. Carga puntual. Placa empotrada

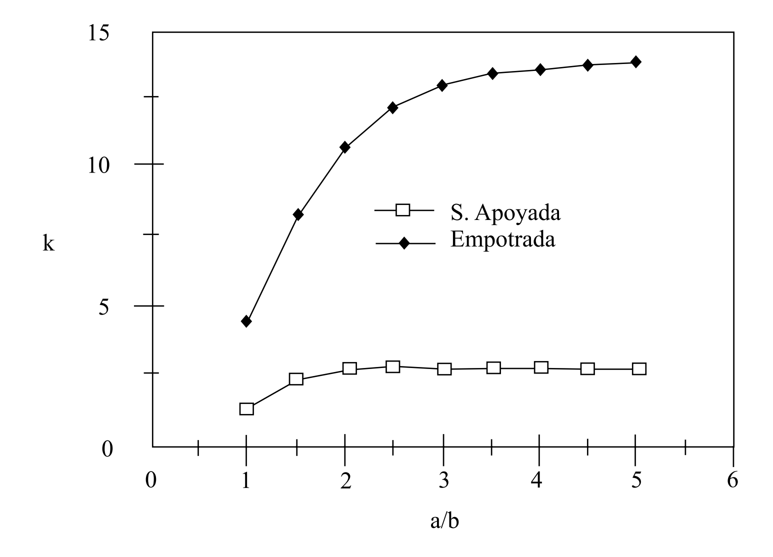


Figura 2.1.72 MATERIAL 3. Carga uniforme

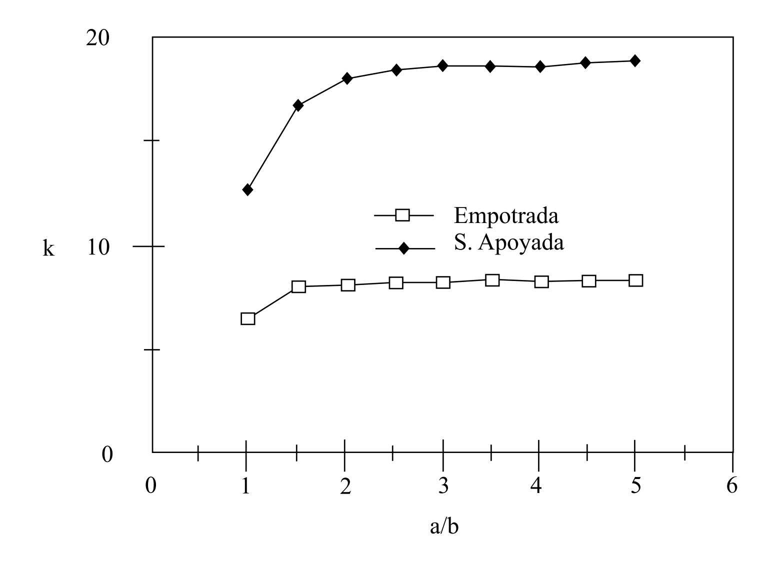


Figura 2.1.73 MATERIAL 3. Carga puntual

2.1.8.4 Pandeo de placas

A continuación se van a exponer gráficas donde se dan soluciones a diferentes condiciones de contorno:

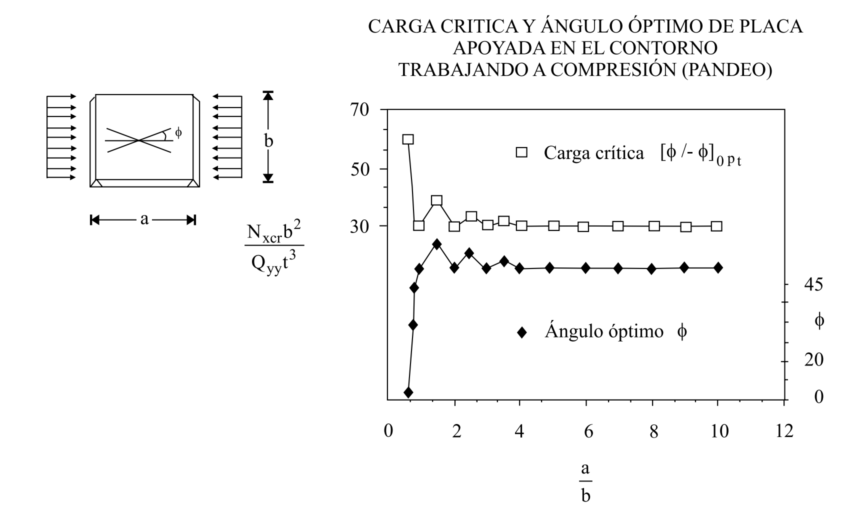


Figura 2.1.74 Angulos óptimos y cargas críticas para una placa simplemente apoyada

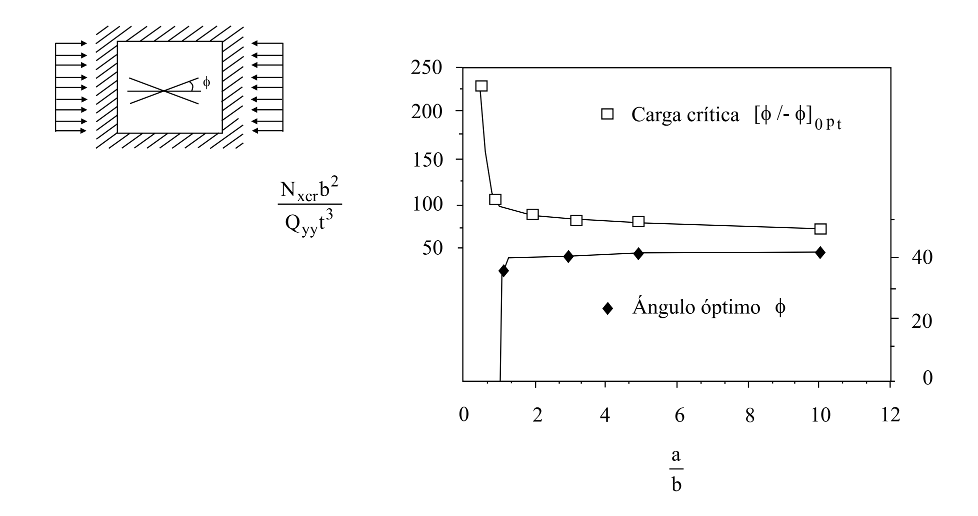


Figura 2.1.75 Ángulos óptimos y cargas críticas para una placa simplemente empotrada

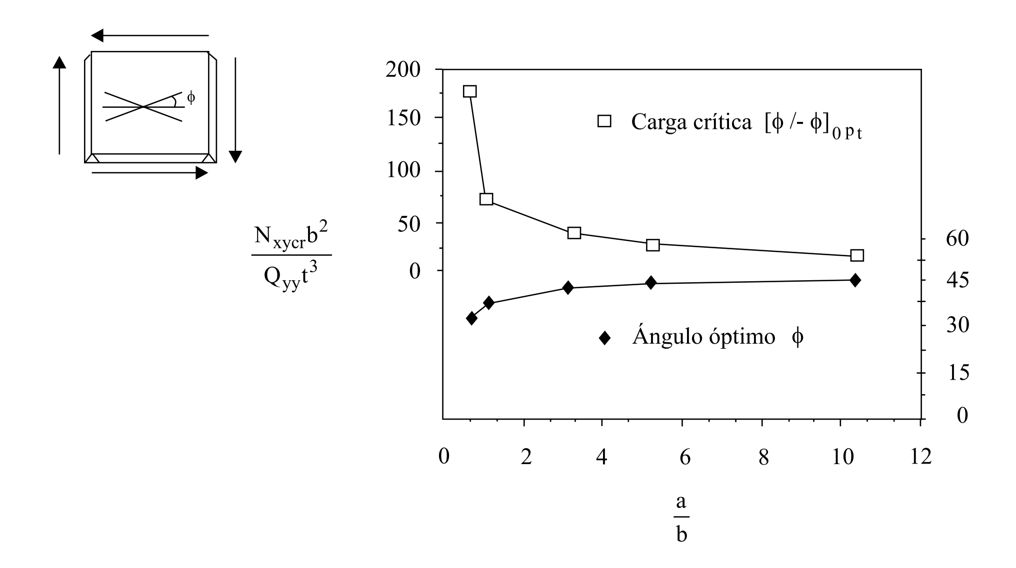
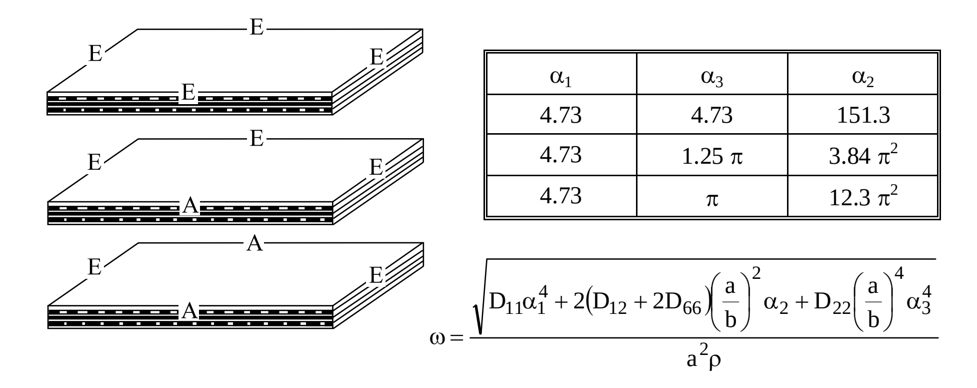


Figura 2.1.76 Ángulos óptimos y cargas críticas para una placa simplemente apoyada a cortadura

2.1.8.5 Frecuencias naturales de vibración

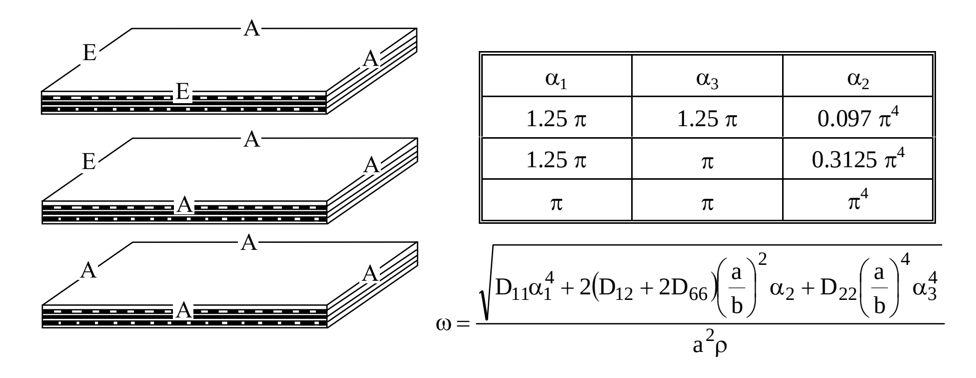
A continuación se van a representar las frecuencias naturales más bajas de placas de materiales compuestos para diferentes condiciones de contorno. (A=borde apoyado, E=borde empotrado)



α_1	α_3	α_2
4.73	4.73	151.3
4.73	1.25 π	3.84 π^2
4.73	π	12.3 π^2

$$\omega = \frac{\sqrt{D_{11}\alpha_1^4 + 2\left(D_{12} + 2D_{66}\right)\left(\frac{a}{b}\right)^2 \alpha_2 + D_{22}\left(\frac{a}{b}\right)^4 \alpha_3^4}}{a^2\rho}$$

Figura 2.1.77 Frecuencias naturales más bajas de placas de materiales compuestos para diferentes condiciones de contorno



α_1	α_3	α_2
1.25 π	1.25 π	0.097 π^4
1.25 π	π	0.3125 π^4
π	π	π^4

$$\omega = \frac{\sqrt{D_{11}\alpha_1^4 + 2\left(D_{12} + 2D_{66}\right)\left(\frac{a}{b}\right)^2 \alpha_2 + D_{22}\left(\frac{a}{b}\right)^4 \alpha_3^4}}{a^2\rho}$$

Figura 2.1.78 Frecuencias naturales más bajas de placas de materiales compuestos para diferentes condiciones de contorno

Ejemplo 2.1.20 Calcular una placa cuadrada de 1 m^2 apoyada en todo el contorno y sometida a una carga uniforme de 10000 N/m^2. El material utilizado es un laminado compuesto por láminas unidireccionales de fibra de vidrio con resina de poliéster. V_f = 51.85 %. E_y =10289 MPa. Espesor = 0.49 mm. La flecha admisible es 5 mm.

Según la figura 2.1.64 el sublaminado óptimo es [+45/-45] y el valor de k = 2

Tomando la expresión (Ec. 2.1.353):

$f = k \cdot 10^{-2}\ q\ a^4 / (\ E_y\ t^3)$

se obtiene:

$0.005 = 2 \cdot 10^{-2} \cdot 10000\ N/m^2\ \cdot 1 / 10.289\ 10^9\ N/m^2\ t^3$

de manera que t = 15.7 mm, como el espesor de cada lámina es 0.49 mm

se requieren 32 láminas, luego el laminado óptimo es $[+45/-45]_{8S}$

Ejemplo 2.1.21 Calcular una placa cuadrada de 1 m^2 apoyada en todo el contorno y sometida a una carga uniforme de 10000 N/m^2. El material utilizado es un laminado compuesto por láminas de tejido de fibra de vidrio con resina de poliéster. V_f = 40.91 %, E_y =19817 MPa, espesor: 0.55 mm. La flecha admisible es 5 mm.

Según la figura 2.1.68, el sublaminado óptimo es [+45/-45] y k = 4.

Tomando la expresión (Ec. 2.1.353):

$f = k \cdot 10^{-2}\ q\ a^4 / (\ E_y\ t^3)$

se obtiene:

$0.005 = 4 \cdot 10^{-2} \cdot 10000\ N/m^2\ \cdot 1 / 19.817\ 10^6\ N/m^2\ t^3$

de manera que t = 15.9 mm

Dado que el espesor de cada lámina es 0.55 mm, el número de láminas es:

Número de láminas: 15.9 mm / 0.55 mm = 29 láminas, luego el laminado óptimo es:

Un tejido orientado a 45 º formado por 29 láminas de 0.55 mm, lo cual hace un espesor total de 15.9 mm

Ejemplo 2.1.22 Calcular una placa de 2m ·4 m simplemente apoyada trabajando a pandeo en el lado de 2m. Material : fibra de vidrio E unidireccional preimpregnada con resina de epoxi. Vf = 45 %. Espesor de cada lámina: 0.125 mm.

Según la figura 2.1.79 el sublaminado óptimo es [+45/-45].

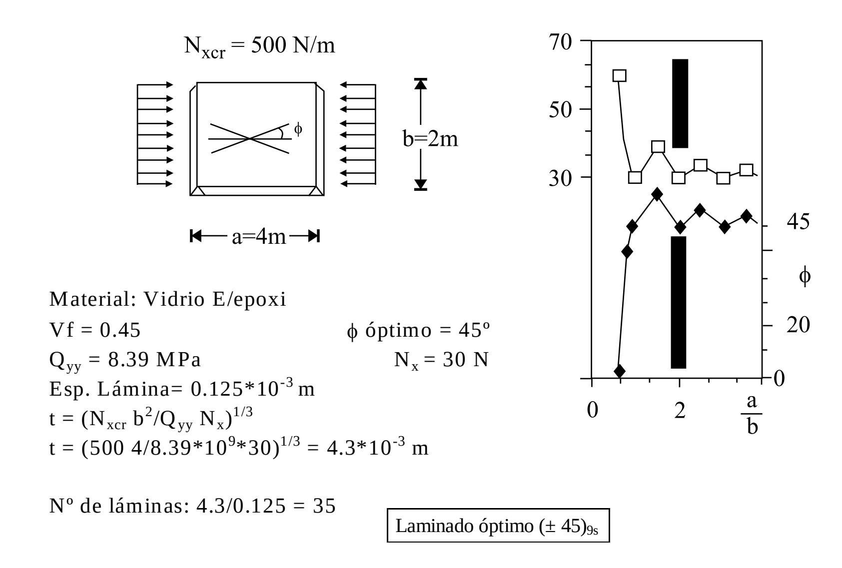


Figura 2.1.79 Laminado óptimo de una placa apoyada en el contorno trabajando a pandeo

2.1.9 ESTRUCTURAS TIPO SANDWICH

2.1.9.1 Introducción

Se entiende por sandwich [33] de materiales compuestos, aquella estructura compuesta por un núcleo (espuma o nido de abeja) y dos laminados, uno a cada lado del núcleo. Este tipo de estructura es especialmente eficiente para solicitaciones de flexión y de compresión (pandeo). Existen importantes aplicaciones estructurales de sandwichs de materiales compuestos de como por ejemplo estructuras isotermas, suelos de avión, suelos de autobús,...

Este capítulo va a tratar del cálculo de placas sandwich [34] trabajando a flexión y a compresión (pandeo).

2.1.9.2 Formulación analítica

Para un laminado simétrico con un alma simétrica, las distribuciones de tensión y deformación en la lámina son como se representa en la Figura 2.1.80.

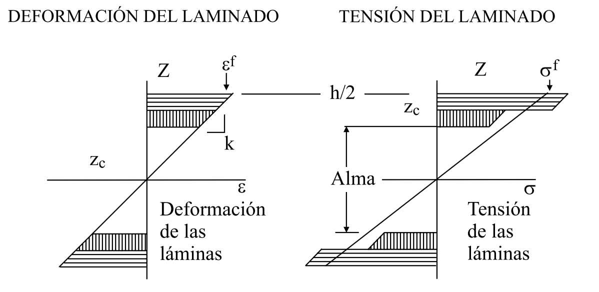


Figura 2.1.80 Tensiones y deformaciones en las pieles de una estructura sandwich

La rigidez a flexión es:

$$[D] = 2\int_{z_c}^{h/2} [Q]\, z^2 dz \qquad \text{(Ec. 2.1.355)}$$

donde la parte superior del alma es z_c

En caso de un laminado simétrico con láminas homogéneas, el sumatorio puede calcularse para la mitad superior del laminado, con el superíndice *j*, desde la superficie superior del alma a la superficie superior del laminado:

$$[D] = 2/3 \sum_{i=c}^{m/2} [Q']_j \,(z_j^3 - z_{j-1}^3) \qquad \text{(Ec. 2.1.356)}$$

En lugar de grupos de láminas, puede calcularse el sumatorio lámina a lámina mediante un nuevo índice *t*:

$$[D] = 2h_0^3/3 \sum_{t=c}^{n/2} [Q']^{(t)} \,[t^3 - (t-1)^3] \qquad \text{(Ec. 2.1.357)}$$

Si todas las láminas tienen el mismo espesor y están compuestas por el mismo material:

$$[D^*] = 8/n^3 \sum_{t=c}^{n/2} [Q']^{(t)} (3t^2 - 3t + 1) \qquad \text{(Ec. 2.1.358)}$$

donde *c* es la semialtura del alma expresada en número de láminas e igual al subíndice *c* (de core, alma en inglés) de la Ecuación 2.1.9.1

La diferencia entre un laminado simétrico, con o sin alma, es el límite inferior de integración, 0 o a respectivamente. La constante de normalización es la misma, como se muestra en la ecuación 2.1.354. El método multi-ángulo debe modificarse para tener en cuenta un alma simétrica, como se expone a continuación.

Tabla 2.1.39 Rigidez a flexión con un alma por el método multi-ángulo

[D*]	$1-a^{*3}$	W_1^*	W_2^*	W_3^*	W_4^*
D_{11}^*	U_1	U_2	U_3	0	0
D_{22}^*	U_1	$-U_2$	U_3	0	0
D_{12}^*	U_4	0	$-U_3$	0	0
D_{66}^*	U_5	0	$-U_3$	0	0
D_{16}^*	0	0	0	U_2	U_3
D_{26}^*	0	0	0	U_2	$-U_3$

donde $a^* = 2z_c/h$ = relación alma respecto a espesor total = porcentaje de alma tanto por uno de alma.

$$W_1 = 2\int_{z_c}^{h/2} \cos 2\theta z^2 dz, \quad W_2 = 2\int_{z_c}^{h/2} \cos 4\theta z^2 dz$$

$$W_3 = 2\int_{z_c}^{h/2} \text{sen} 2\theta z^2 dz, \quad W_4 = 2\int_{z_c}^{h/2} \text{sen} 4\theta z^2 dz \qquad \text{(Ec. 2.1.359)}$$

$$W_i^* = W_i / I^* = 1/2 W_i / h^3 \qquad \text{(Ec. 2.1.360)}$$

2.1.9.3 Deformaciones y tensiones a lo largo del espesor del sandwich

Para obtener las distribuciones de deformaciones y tensiones a lo largo del espesor de un sandwich [35], se va a tomar como ejemplo una viga sandwich biapoyada y cargada puntualmente en el centro de la viga (figura 2.1.81).

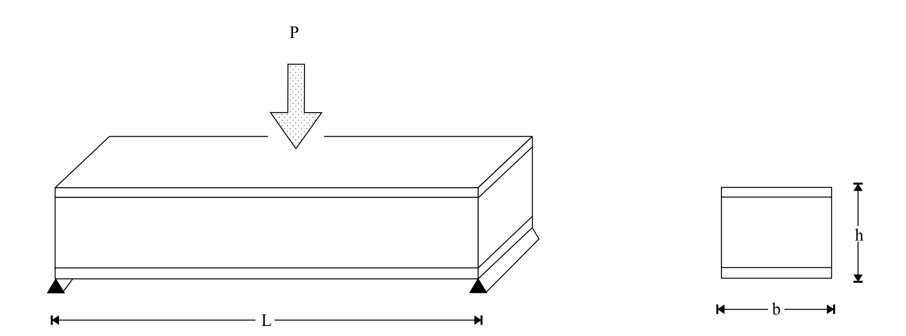


Figura 2.1.81 Definición de variables para una viga sandwich biapoyada cargada puntualmente en el centro

Como se aprecia en la figura 2.1.82, las deformaciones ε_X son lineales y continuas a lo largo de todo el espesor del sandwich. Si el sandwich es simétrico, la deformación es nula en el plano medio del sandwich. Si por el contrario el sandwich no es simétrico, el plano de deformación nula no coincidirá con el plano medio del sandwich.

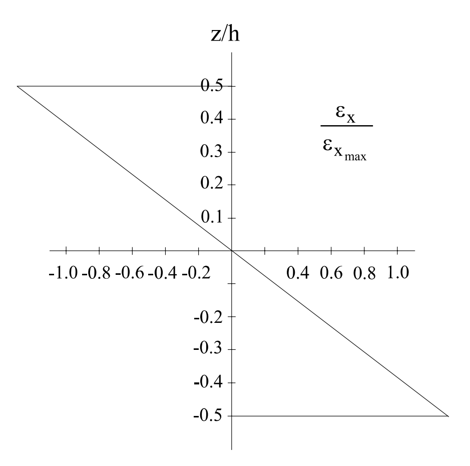


Figura 2.1.82 Distribución de deformaciones para un sandwich de alma de 10 mm de espesor y pieles (0/90). Lámina unidireccional vidrio E / epoxi. Vf = 45 %

Las tensiones σ_X son lineales dentro de cada lámina pero la distribución a lo largo del espesor del sandwich no es continua. Esto es debido a que la rigidez de las láminas depende de la orientación, tipo de fibra y matriz, porcentaje en volumen de fibra,... Por lo tanto, en general, la rigidez va a variar de una lámina a otra y consecuentemente, la tensión en la lámina que es proporcional a la rigidez de ésta también variará de una lámina a otra, generándose discontinuidades en los planos entre láminas.

Como la rigidez del núcleo es mucho menor que la rigidez de las láminas externas, la tensión s_X en el núcleo es prácticamente nula, como se aprecia en la figura 2.1.83.

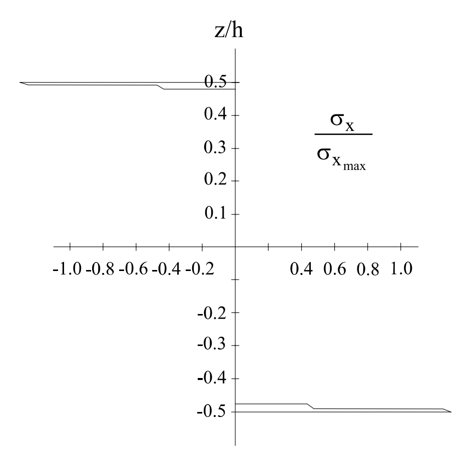


Figura 2.1.83 Distribución de tensiones para un sandwich de alma de 10 mm de espesor y pieles (0/90). Lámina unidireccional vidrio E / epoxi. Vf = 45 %

En la figura 2.1.84, se muestra la distribución de tensiones σ_X en un sandwich de alma de 10 mm de espesor y pieles (0/45/-45). Como la rigidez de las láminas a 90 grados en menor que la de las láminas a 45 y -45 grados, las tensiones en estas láminas no presenta una distribución horizontal sino que tiene una pendiente mayor que en el caso anterior.

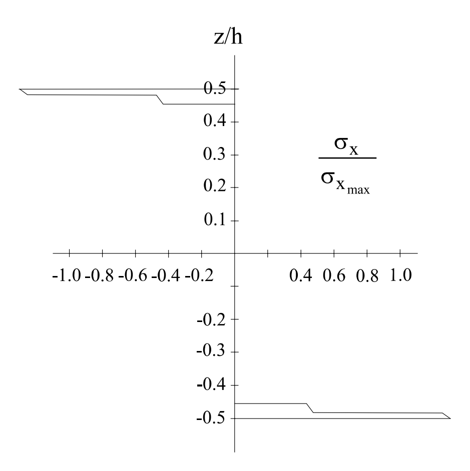


Figura 2.1.84 Distribución de tensiones para un sandwich de alma de 10 mm de espesor y pieles (0/45/ -45). Lámina unidireccional vidrio E / epoxi. Vf = 45 %.

2.1.9.4 Concepto de cortadura en un sandwich

El concepto de cortadura interlaminar en estructuras sandwich cobra especial importancia cuando el laminado es grueso, es decir cuando la relación entre la longitud fundamental y el espesor del laminado es aproximadamente menor de 100.

Para obtener las distribuciones de deformaciones y tensiones a lo largo del espesor de un sandwich, se va a tomar como ejemplo una viga sandwich biapoyada y cargada puntualmente en el centro de la viga (figura 2.1.85).

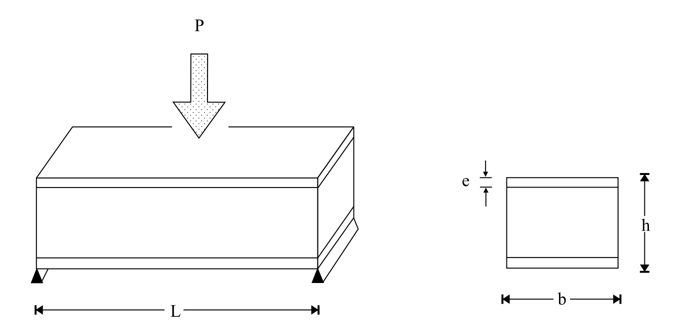


Figura 2.1.85 Definición de variables para una viga sandwich gruesa biapoyada cargada puntualmente en el centro

Se ha representado en la figura 2.1.86, la relación resistencia / tensión en función de la relación longitud/ espesor en una viga biapoyada cargada puntualmente en el centro y realizada por un sandwich con laminados unidireccionales de fibra de vidrio E y Vf= 50% y un núcleo. En esta gráfica, aparece una zona horizontal correspondiente a la zona de sandwich grueso, esto quiere decir que el modo de rotura corresponde a cortadura interlaminar. A partir de L/e = 70, el modo de rotura es por flexión.

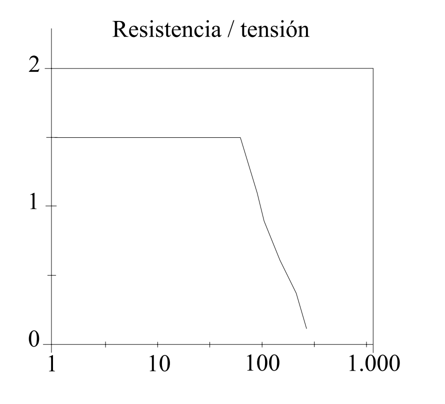


Figura 2.1.86 Relación entre resistencia/tensión y L/e en un sandwich

La distribución de tensiones de cortadura interlaminar es continúa a lo largo del espesor del sandwich, como se comprueba aplicando las ecuaciones de equilibrio. En estas ecuaciones aparece la derivada de las tensiones de cortadura interlaminar con respecto a la variable *z*. Por consiguiente la distribución de tensiones de cortadura interlaminar debe ser continua ya que es una condición para que sea derivable.

En la figura 2.1.87, se representa la distribución de la componente de tensión de cortadura interlaminar a lo largo del espesor, la pendiente de esta componente en una lámina es proporcional a la rigidez longitudinal de esa lámina. Por la tanto, el núcleo que presenta rigideces longitudinales muy bajas, se caracteriza por una distribución constante.

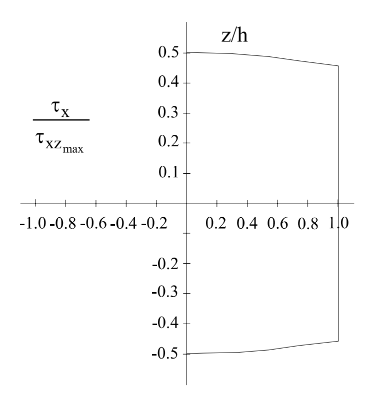


Figura 2.1.87 Distribución de tensiones de cortadura interlaminar a lo largo del espesor para un alma de espesor 10 mm y pieles (0/90/45/-45). Lámina unidireccional vidrio E / epoxi. Vf = 45 %

2.1.9.5 Cálculo de placa sandwich biapoyada

En este apartado se van a describir varias fórmulas de uso muy sencillo para el diseño de paneles sandwich con diferentes condiciones de carga y de contorno.

Los momentos y flechas de flexión para estructuras sandwich con diferentes condiciones de carga y de contorno se reflejan en la tabla 2.1.17 Los esfuerzos y flechas de cortadura se representan en la tabla 2.1.18.

Por ejemplo, para una placa sandwich rectangular como la representada en la figura 2.1.88, sometida a flexión cilíndrica las tensiones y flechas de flexión y cortadura se calculan según las siguientes expresiones:

-La tensión de flexión es máxima en las pieles y su valor se obtiene según la fórmula siguiente:

$$\sigma_f = \frac{M}{be(h-e)} \qquad \text{(Ec. 2.1.361)}$$

-La tensión de cortadura es máxima en el centro del núcleo y su valor viene dado por:

$$\tau_c = \frac{Q}{b(h-e)} \qquad \text{(Ec. 2.1.362)}$$

-El desplazamiento máximo de un sandwich viene dado por la expresión:

$$f_{flexión} + f_{cortadura}$$

$$f_{flexión} = P\, l^3 / (48\, E\, I) \qquad \text{(Ec. 2.1.363)}$$

$$f_{cortadura} = P\, l / (4\, A\, G) \qquad \text{(Ec. 2.1.364)}$$

2.1.9.6 Cálculo de placa sandwich apoyada en el contorno

Para llevar a cabo un cálculo general con condiciones de contorno y solicitaciones genéricas y teniendo en cuenta deformaciones de cortadura interlaminar, se debe recurrir a un programa de elementos finitos.

En este apartado, se van a determinar las tensiones de flexión en las alas, la tensión de cortadura en el alma y las flechas de flexión y de cortadura de una placa sandwich rectangular apoyada en todo el contorno y sometida a una carga uniformemente distribuida:

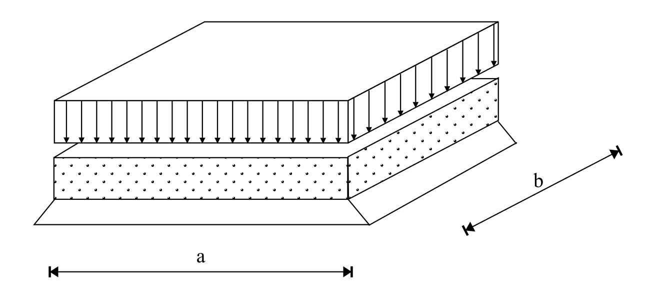


Figura 2.1.88 Placa sandwich apoyada en todo el contorno y sometida a carga uniformemente distribuida

$\sigma'_f = m_1 \sigma_f$ (Ec. 2.1.365)

$\tau'_c = m_2 \tau_c$ (Ec. 2.1.366)

$f'_f = m_3 f_f$ (Ec. 2.1.367)

$f'_c = m_4 (1 - \nu_f^2) f_c$ (Ec. 2.1.368)

Para evaluar m_4, es necesario conocer el factor de deformación por cortadura S:

$S = \pi^2 EI / (G_A S_A a^2 (1 - \nu_f^2))$ (Ec. 2.1.369)

Donde:

EI es la rigidez a flexión del sandwich

G_A es el módulo de cortadura del alma

S_A es el área de la sección del alma

a es la dimensión menor de la placa sandwich.

Los valores de m_1, m_2, m_3 y m_4 se obtienen de las tablas 2.1.9.40, 2.1.9.41, 2.1.9.42 y 2.1.9.43 respectivamente.

Tabla 2.1.40 Factor m_1 en función de a/b

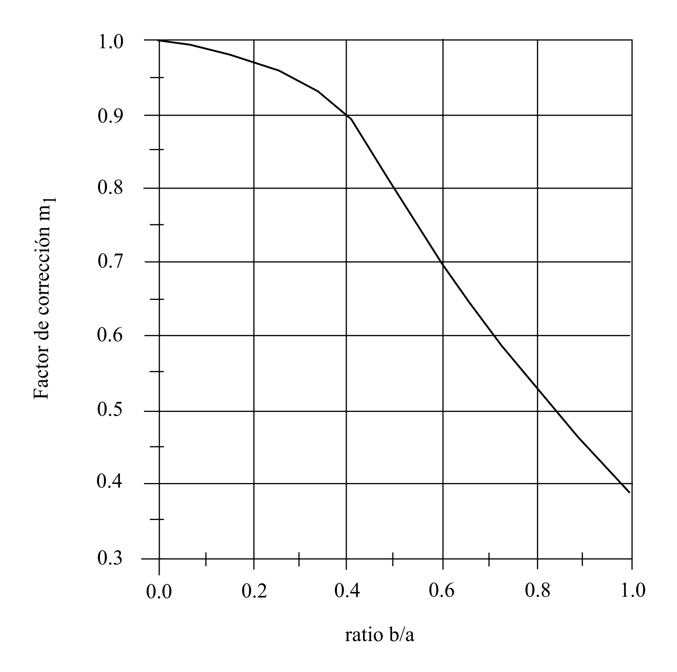


Tabla 2.1.41 Factor m_2 en función de a/b

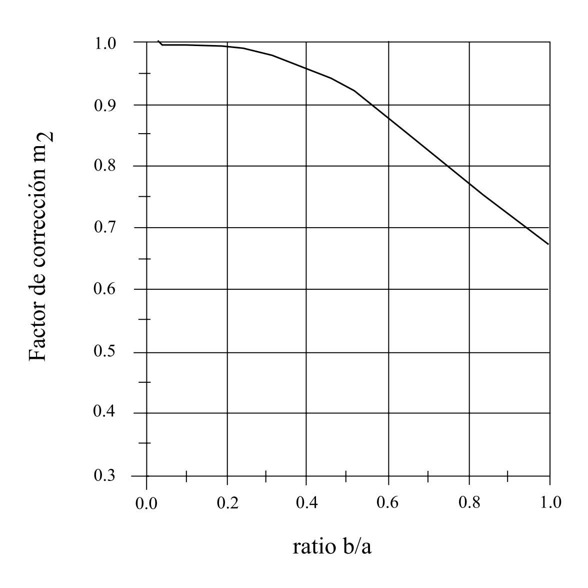


Tabla 2.1.42 Factor m_3 en función de a/b

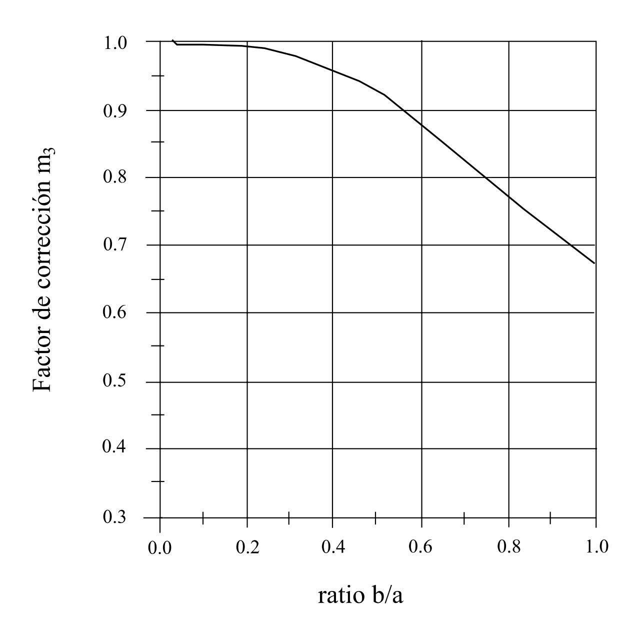
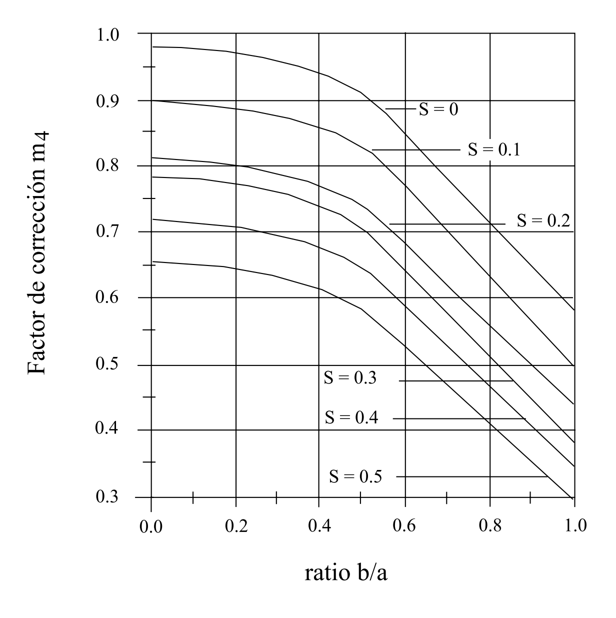


Tabla 2.1.43 Factor m_4 en función de a/b



2.1.9.7 Pandeo de estructuras sandwich

Una estructura sandwich está sometida a dos tipos de pandeo: pandeo global y local.

Para analizar el pandeo global, se utilizan las fórmulas de Euler. El pandeo global de estructuras sandwich sigue la misma formulación que para vigas y placas. Por lo tanto, para calcular el pandeo global de vigas sandwich se puede seguir la formulación planteada en la figura 2.1.33. Análogamente, para analizar el pandeo global de placas sandwich pueden aplicarse las fórmulas de las figuras 2.1.97 a 2.1.99.

Respecto al pandeo local, una placa sandwich está sometida a diversos tipos de rotura por pandeo: wrinkling y dimpling. Es preciso realizar un plan experimental para la estructura sandwich objeto de estudio con el fin de obtener los modos y tensiones de rotura por pandeo local ya que estos parámetros son fuertemente dependientes del espesor del ala, materiales de ala y alma y el adhesivo existente entre ellos.

Ejemplo 2.1.22 Cálculo de un panel de suelo

En este ejemplo se va a calcular el caso particular de la flecha de un panel de suelo realizado con una configuración tipo sandwich, utilizando materiales compuestos avanzados en su composición, cuando se somete a una carga uniformemente distribuida sobre su superficie.

El esquema del modelo consiste en una placa rectangular tipo sandwich, apoyada en todo su contorno y sometida a una carga uniformemente distribuída.

El modelo está formado por:

- alas : laminado cuasiisótropo $[45/-45]_4$ de fibra de vidrio *R*
- alma : nido de abeja 5054

Placa rectangular de dimensiones:

- a (longitud) = 1 m
- b (anchura) = 1 m
- c (espesor total) = 0.02 m
- e (espesor alas) = 0.001 m
- t (espesor alma) = 0.018 m

Sometida a carga distribuida:

- q (uniforme) = 2500 N/m^2

Se calculan las constantes elásticas de cada una de estos componentes por separado:

- En el caso de las alas será necesario calcular los módulos elásticos longitudinales
- En el caso del alma será necesario calcular el modulo elástico transversal

Una vez obtenidas todas las características de los materiales que componen la estructura, se calcula las flechas de flexión y de cortadura del sandwich considerándolo como una viga biapoyada, es decir tratándolo como si estuviese sometido a flexión cilíndrica.

Después de obtener los valores correspondientes a las flechas de flexión cilíndrica, se multiplican estos valores por unos factores de corrección. Estos coeficientes de corrección están representados en unas gráficas, en las cuales dependiendo de la relación de aspecto de la placa (anchura/longitud), se entra en ellas obteniéndose dicho valor que nos aproxima la flecha de la viga biapoyada, a la flecha real que se obtiene cuando ésta es una placa que está apoyada en todo el contorno.

En el caso de la flecha debida a la flexión de las pieles el coeficiente de corrección depende solamente de la relación de aspecto de la placa (longitud/anchura).

En el caso de la flecha de cortadura el coeficiente de corrección depende de la relación de aspecto de la placa y de la relación entre los módulos elásticos transversal del alma y longitudinal de las pieles. Por ello la gráfica que se dispone en el cálculo de la flecha de cortadura es de doble entrada.

Una vez obtenidas ambas flechas por separado, su suma nos dará la flecha total de la estructura.

Resultados:

Las características del material utilizado son:

Alas: Vidrio R	E_x= 16,128 GPa
I = 1.8067 10^{-7} m^4	E_y= 16,128 GPa
	G_{xy}= 6,2 GPa
	ν = 0.3
Alma: Nido de Abeja 5054	E_x= 400 MPa
A = 0.018 m^2	E_y= 400 MPa
	G_{xy}= 94 MPa
	ν = 0.7

Para una carga uniformemente distribuida q = 2500 N/m^2, los valores obtenidos de flechas son:

- Flexión Cilíndrica:

Flecha Flexión: 11.150 10^{-3} m (Tabla 2.1.17)

Flecha Cortadura: 0.174 10^{-3} m (Tabla 2.1.18)

- Flexión Placa Apoyada en todo el Contorno:

Flecha Flexión : 11.150 10^{-3} * m_3= 7.47 10^{-3} m

Flecha Cortadura: 0.174 10^{-3} * $(1-\nu_f^2)\cdot m_4$ = 0.91 10^{-3}m

donde los valores de las gráficas son:

m_3 = 0.67 (Tabla 2.1.42)

S = 0.0187 (factor para entrada en gráfica de factor de corrección de cortadura)

m_4 = 0.57 (Tabla 2.1.43)

Flecha Total = 7.47 10^{-3} + 0.91 10^{-3} = 8.38 10^{-3} m

2.1.9.8 Modos de fallo de una estructura sandwich

La propia configuración de las estructuras sandwich a partir de pieles y núcleo con distintas rigideces hace que existan diversos tipos de fallo asociados tanto a problemas de rigidez como de resistencia por fallo de las pieles, el núcleo o ambos a la vez. En la figura siguiente podemos un resumen de los principales modos de fallo en las estructuras sandwich.

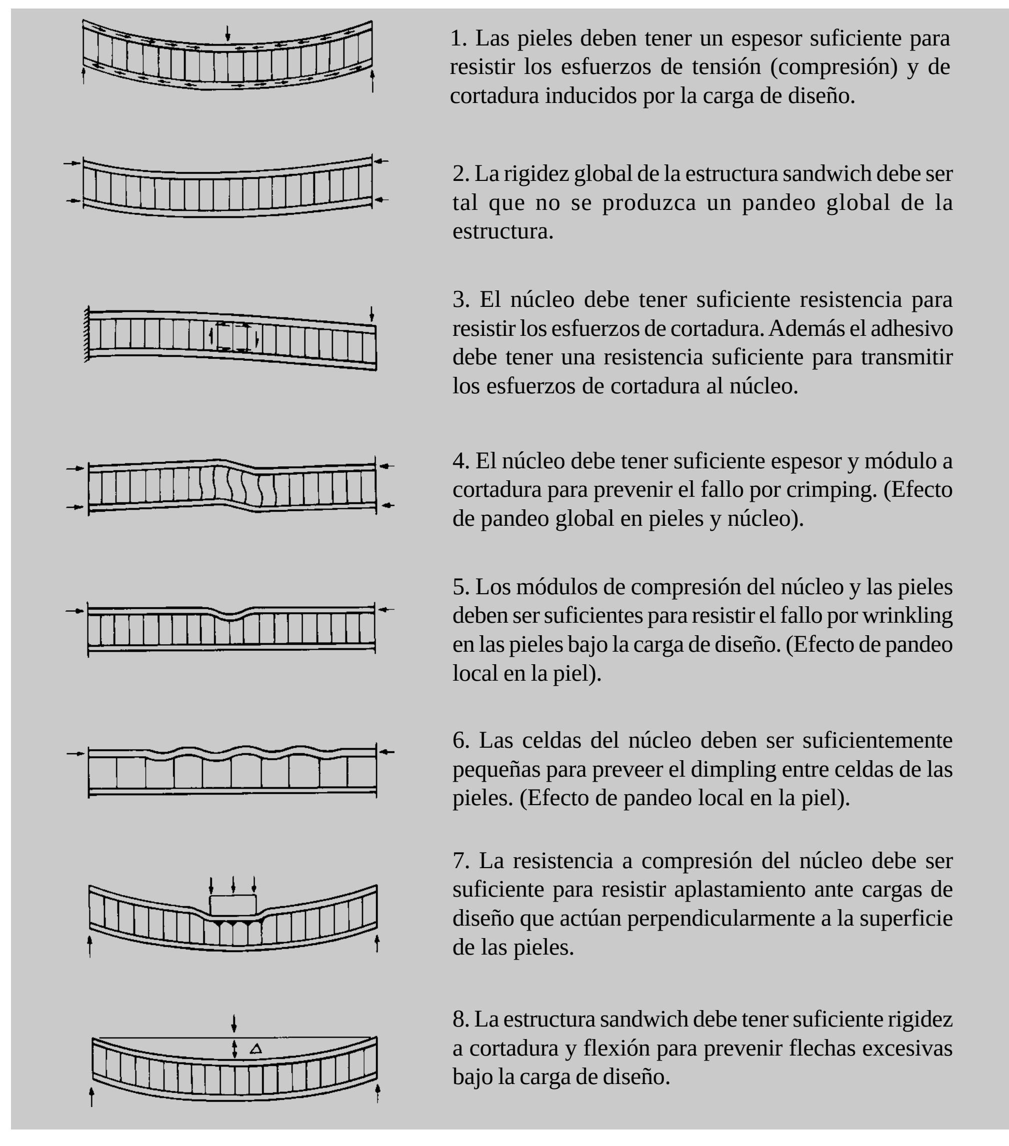


Figura 2.1.89 Distintos modos de fallo producidos en las estructuras de tipo sandwich

Las principales causas de fallo en una estructura sandwich son:

- Fallo debido a tensión o compresión en las pieles
- Fallo por cortadura en el núcleo
- Fallo bajo una inestabilidad general
- Fallo bajo una inestabilidad local

A continuación se van a mostrar las formulaciones de algunos ejemplos típicos de carga para vigas realizadas con estructuras sandwich.

Viga biapoyada cargada en el centro

En la figura se muestra una viga con estructura de sandwich de longitud *L* y anchura *b* cargada en el centro con una carga *P*.

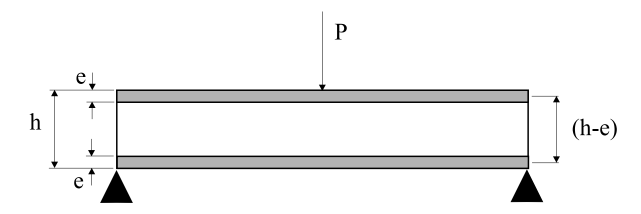


Figura 2.1.90 Definición de variables para una viga sandwich gruesa biapoyada cargada puntualmente en el centro

El esfuerzo normal máximo en las pieles y el esfuerzo cortante en el núcleo vienen dados por las siguientes exprexiones. Estos parámetros se utilizan para el diseño a resistencia (Fig. 2.1.89)

$$\sigma_f = \frac{PL}{4bh(h-e)} \qquad \tau_c = \frac{P}{2b(h-e)} \qquad \text{(Ec. 2.1.370)}$$

La máxima flecha es la suma de la flecha debida a la flexión f_f y la debida a la deformación de cortadura f_c. Estos parámetros se utilizan en el diseño a rigidez (Fig. 2.1.85 [8])

$$f_{max} = f_f + f_c \qquad f_f = \frac{PL^3}{48EI} \qquad f_c = \frac{PL}{4G_A(h-e)b} \qquad \text{(Ec. 2.1.371)}$$

Viga en voladizo cargada en su extremo

En la figura se muestra una viga de longitud *L* y anchura *b* en voladizo cargada en su extremo con una carga *P*. En la figura 2.1.89 [3] se muestra el tipo de fallo de esta configuración.

El esfuerzo normal máximo en las pieles y el esfuerzo cortante en el núcleo son:

$$\sigma_f = \frac{PL}{b(h-e)e} \qquad \tau_c = \frac{P}{b(h-e)} \qquad \text{(Ec. 2.1.372)}$$

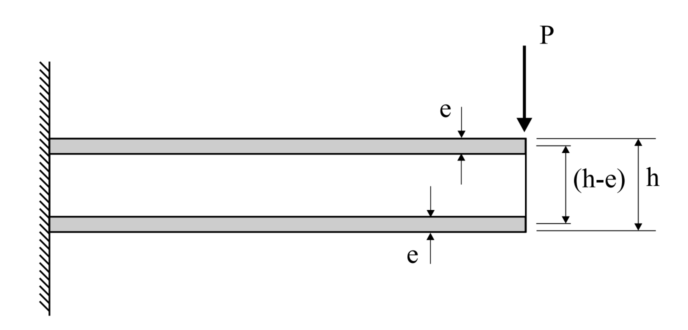


Figura 2.1.91 Definición de variables para una viga sandwich en volddizo cargada puntualmente en el extremo

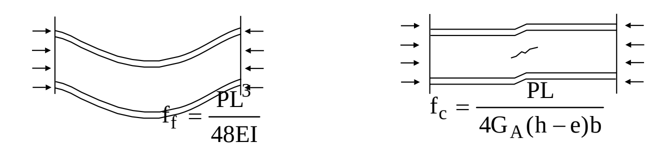
La máxima flecha es la suma de la flecha debida a la flexión f_f y la debida a la deformación de cortadura f_c. Estos parámetros se utilizan en el diseño a rigidez.

$$f_{max} = f_f + f_c \qquad f_f = \frac{PL^3}{3EI} \qquad f_c = \frac{PL}{G_A(h-e)b} \qquad \text{(Ec. 2.1.373)}$$

Pandeo de viga sometida a compresión

Una viga sandwich sometida a compresión puede sufrir fallo debido a una inestabilidad que puede afectar a la totalidad de la viga (Pandeo global) o a una parte de ella (Pandeo Local).

El pandeo global ocurre cuando los esfuerzos en pieles y núcleo son mayores que los permisibles. El valor de la carga crítica de pandeo depende pues fuertemente de la rigidez a flexión del sandwich, espesores de las pieles y del núcleo y módulo de cortadura del núcleo.



$$f_f = \frac{PL^3}{48EI} \qquad f_c = \frac{PL}{4G_A(h-e)b}$$

Figura 2.1.92 Distintos tipos de pandeo global. Pandeo global del sandwich (izda) y Pandeo por crimping (dcha)

El esfuerzo crítico que causa el pandeo general viene dado por:

$$\sigma_{cr\ b} = \frac{1}{2be\left(1 + \dfrac{\pi^2 EI}{l_{cr}^2 G_A (h-e)b}\right)} \cdot \frac{\pi^2 EI}{l_{cr}^2} \qquad \text{(Ec. 2.1.374)}$$

Cuando en un sandwich con una relación longitud / espesor relativamente baja la rigidez a cortadura es mucho más pequeña en comparación con la rigidez a flexión se produce un tipo de fallo típico en estructuras sandwich conocido como cortadura por plisado “shear crimping”. La carga total por unidad de longitud capaz de producir crimping es prácticamente independiente de las propiedades de las pieles y se incrementa linealmente con el espesor y el módulo de cortadura del núcleo.

Analíticamente, partiendo de la ecuación 2.1.374 y teniendo en cuenta la diferencia en magnitud entre rigidez a cortadura y flexión llegamos fácilmente a la siguiente expresión para la tensión crítica de pandeo.

$$l_{cr}^2 G_A (h-e)b << EI$$
$$\sigma_{cr} = \frac{G_A (h-e)}{2e} \qquad \text{(Ec. 2.1.375)}$$

La longitud crítica depende de las condiciones de contorno de la viga y se corresponden con las longitudes críticas utilizadas en las fórmulas de Euler.

El pandeo local en una estructura sandwich se produce cuando ante una carga a compresión el núcleo no es capaz de evitar el pandeo de las pieles. Este tipo de fallo no depende de las condiciones de contorno del sandwich ni de la geometría de este. Depende especialmente de un fenómeno local de interacción entre pieles y núcleo.

El fallo de pandeo local denominado “wrinkling” es típico en estructuras sandwich con núcleo de espuma. El pandeo producido en la piel produce el fallo en la interfase núcleo-piel o incluso en el propio núcleo bajo tensión o compresión. En la figura 2.1.93 se muestra algunos ejemplos del fallo por “wrinkling”

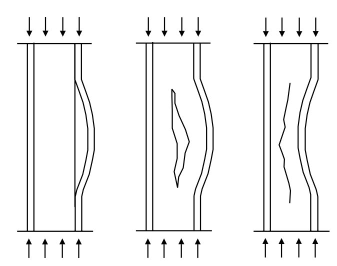


Figura 2.1.93 Distintos tipos de fallo por pandeo local de tipo “wrinkling”

Analíticamente la tensión crítica de "wrinkling" para un núcleo de material isótropo viene dada por:

$$\sigma_{cr\ w} = Q \cdot \sqrt[3]{\frac{E_F E_A G_A}{(1-\nu_F^2)}} \qquad \text{(Ec. 2.1.376)}$$

donde *Q* es la variable mostrada en la gráfica de la figura 2.1.94. Para determinar el valor de *Q* es necesario entrar en la gráfica con los parámetros *K* y *q* definidos como

$$q = \frac{e}{(h-e)} G_A \cdot \sqrt[3]{\frac{1-\nu^2}{E_F E_A G_A}}$$
$$K = \frac{\delta E_A}{(h-e) F_A} \qquad \text{(Ec. 2.1.377)}$$

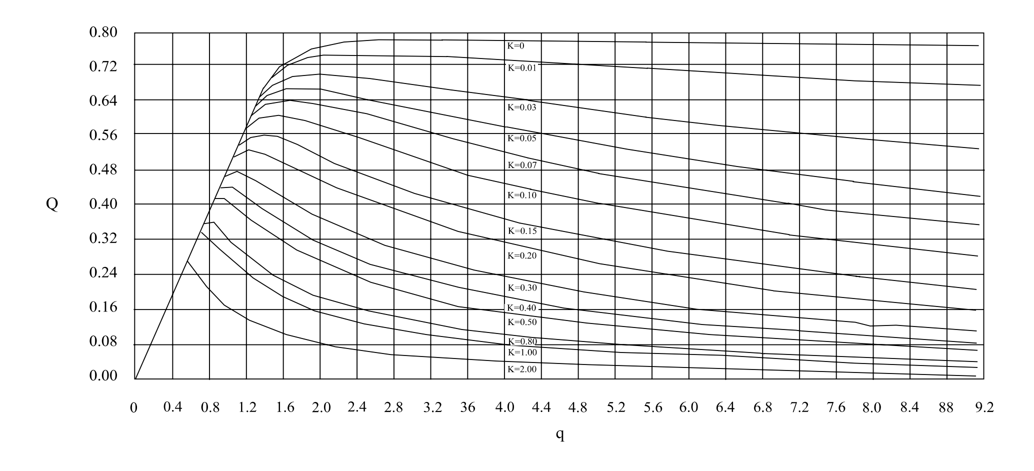


Figura 2.1.94 Gráfica que determina el parámetro Q en el pandeo por "wringkling"

Cuando el núcleo está hecho de honeycomb, la unión entre pieles y núcleo se realiza sólamente en los bordes externos de las celdas del honeycomb. Por lo tanto cuando las pieles están sometidas fuertemente a compresión el fenómeno de pandeo se produce en los tramos de piel libres entre las celdas. A este fenómeno mostrado en la figura 2.1.89 [6] se le conoce como "dimpling" y depende fuertemente del módulo elástico y espesor de la piel y del tamaño de celda del núcleo.

Una fórmula empírica para determinar la tensión crítica por "dimpling" sería

$$\sigma_{cr\ d} = 2 \frac{E_F}{(1-\nu_F^2)} \left(\frac{e}{S_C} \right)^2 \qquad \text{(Ec. 2.1.378)}$$

donde S_C da cuenta del tamaño de celda del honeycomb dado por el diámetro del círculo inscrito.

2.1.10 UNIONES

2.1.10.1 Uniones atornilladas

Los métodos de diseño que han sido establecidos para uniones estructurales [36] [37] en metales son aplicables de forma general a plásticos reforzados con fibras (PRF). Sin embargo, y como era de esperar, la naturaleza física de los PRF introduce problemas que no existían con metales y, aunque pueden establecerse ciertas tendencias, normalmente no es posible generalizar el comportamiento de un material compuesto determinado. La rigidez y resistencia anisótropas, la baja resistencia a cortadura interlaminar, y las resistencias de tracción a lo largo del espesor generan modos de rotura inesperados.

El comportamiento de una unión puede estar influenciado también por el tipo de fibra y forma (mat, tejido, unidireccional, etc.), tipo de resina y tanto por ciento en volumen de fibra. Además la resistencia de una unión está determinada por el tipo de unión (unión a una cara o a doble cara, etc.) y geometría, dimensiones de la unión, tamaño de la arandela, fuerza de apriete, diámetro del agujero y tolerancia con el tornillo. De estos parámetros [38] la fuerza de apriete, o fuerza en dirección del espesor causada por el apriete de la unión, es de importancia crítica.

En la figura 2.1.95 se muestran cuatro modos básicos de rotura. Teóricamente, sería beneficioso que la rotura correspondiente a los cuatro modos sucediera al mismo nivel de carga. Si ésto no es posible, es preferible la rotura a compresión local, únicamente porque este modo no representa una rotura catastrófica. Sin embargo, este modo puede no alcanzarse en diseños prácticos y caso de lograrse puede no generar la unión más ligera.

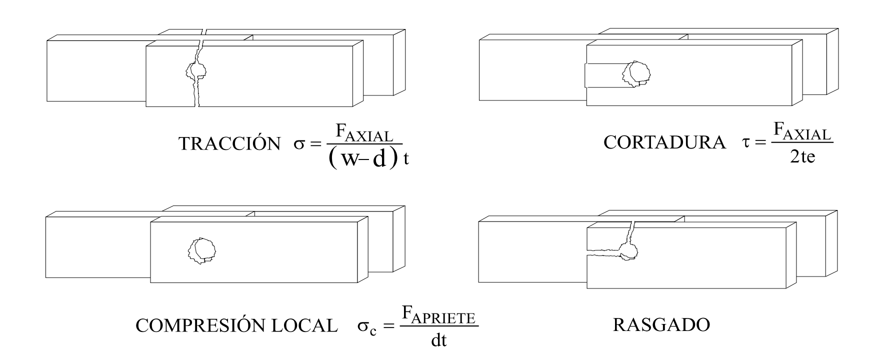


Figura 2.1.95 Modos de rotura en una unión simple

Por razones de coste y conveniencia, las bases de datos experimentales se obtienen normalmente a partir de probetas con uniones simples, cargadas con cortadura doble, con la geometría representada en la figura 2.1.96. Se definen las tensiones en términos de la carga de rotura *P*, generalmente tomada como la carga máxima de tracción soportada por la unión.

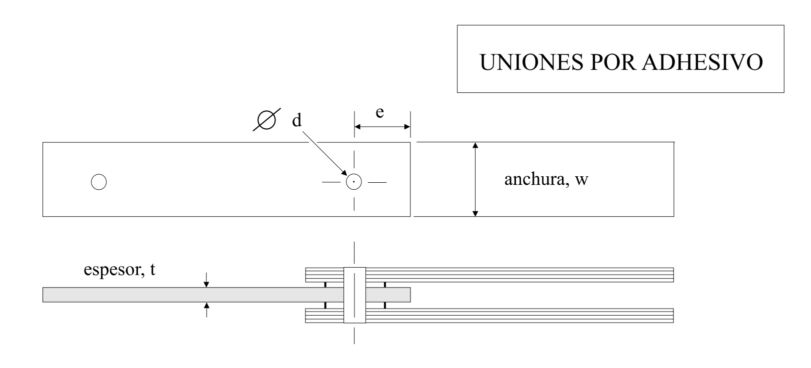


Figura 2.1.96 Definición de la geometría de una unión simple

Para una unión múltiple, la anchura *w* es sustituida por la distancia entre filas de agujeros *p*. Incluso en el caso de que la rotura se produzca en un modo distinto al de compresión local, la tensión se expresa normalmente en términos de la tensión de compresión local σ_b (=P/dt).

INFLUENCIA DE PARAMETROS: GEOMETRIA

Los factores geométricos que tienen influencia en la resistencia de la unión son la anchura *w*, distancia al borde libre *e*, espesor del laminado *t* y diámetro de la unión *d*. Tanto la anchura como la distancia al borde libre deben ser superiores a un cierto valor si se pretende alcanzar una resistencia totalmente de compresión local. Por debajo de este mínimo, existirá rotura a tracción si la anchura es demasiado pequeña, o rotura a cortadura si la distancia al borde libre es demasiado pequeña.

El efecto de la relación *d/t* varía con el material. Como regla general, la relación entre el diámetro del agujero y el espesor debe ser mayor que la unidad para evitar la rotura de la unión. Un rango práctico para diseño es entre 1 y 3 aunque pueden admitirse valores mayores.

INFLUENCIA DE PARAMETROS: DIRECCION DE LAS CARGAS

La resistencia de una unión estructural varía con la dirección de las cargas debido a la naturaleza anisótropa del material. Sería deseable que la dirección de la carga aplicada coincidiera con la dirección de máxima resistencia, aunque en la práctica tal coincidencia no puede ser garantizada. Cuanto más isótropa es una determinada composición de un material compuesto, menos sensible es a la dirección de las cargas.

Las uniones solicitadas a compresión no son sensibles a los cambios de geometría, y son generalmente más resistentes que las uniones solicitadas a tracción, diferencia que se minimiza en el caso de roturas por compresión local. Estas últimas aproximan la resistencia al caso de las primeras para grandes valores de e y w.

INFLUENCIA DE PARAMETROS: TIPO DE CARGA

La resistencia de la unión se muestra insensible a cambios de la carga dentro del rango normal con respecto al ensayo estático. Aunque se dispone de muy poca información sobre impacto y carga de fluencia, es probable que en ambos casos la resistencia sea menor que para la carga estática.

La limitada información disponible sobre fatiga sugiere que se pueden alcanzar vidas de varios millones de ciclos para cargas del orden del 70 por ciento de la estática última, para uniones cargadas a cortadura doble. La carga a cortadura simple genera una reducción drástica en la resistencia a fatiga.

En ciertos casos la aplicación de una carga dinámica del 60 a 70 % de la resistencia última durante un número pequeño de ciclos seguida de un posterior apriete del tornillo puede mejorar la resistencia a compresión local de la unión.

INFLUENCIA DE PARAMETROS: AJUSTE DEL TORNILLO

Con objeto de alcanzar la resistencia máxima, el agujero para el tornillo debería realizarse a medida. Igualmente, el ajuste del tornillo y la arandela tiene cierta influencia sobre la resistencia, y de nuevo la situación ideal consistiría en realizar el agujero de la arandela de manera que se adaptara perfectamente al tornillo.

Un «ajuste normal» para el agujero y la arandela puede reducir la resistencia de apoyo hasta un 25 por ciento respecto a la situación ideal. Parte de la dispersión de los resultados de los ensayos puede ser atribuida a este efecto, al ser la resistencia dependiente de la posición relativa de arandela y agujero.

Las arandelas a usar deben tener un diámetro exterior en torno a 3 veces el diámetro interior y un espesor función de su rigidez.

INFLUENCIA DE PARAMETROS: PAR DE APRIETE

Para una configuración y material dados, el factor más significativo es la fuerza de apriete a lo largo del espesor generada por el apriete del tornillo. La presencia de arandelas impide el agrietamiento del laminado a lo largo del espesor en el lado solicitado del agujero. Tal fenómeno no tiene lugar en uniones tales como pasadores.

Es posible que un tornillo sobreapretado pudiera dañar el laminado al forzar las arandelas sobre la superficie. Para fracciones en volumen normales ésto no constituye un problema serio. De hecho, para un valor razonable de *d/t* es más probable que el tornillo se pase de rosca antes que aparezca cualquier daño sobre el laminado. Cuando exista riesgo de daño al laminado será preciso colocar arandelas de mayor diámetro exterior y de mayor espesor para garantizar una distribución uniforme de la presión sobre la superficie. En cualquier caso el par de apriete máximo viene limitado generalmente por las prestaciones mecánicas del tornillo antes que por resistencia del laminado, por lo que se recomienda apretar el tornillo tanto como sea posible en función de su calidad y diámetro para asegurar que al cabo del tiempo cuando el tornillo haya relajado su fuerza de apriete se sigan cumpliendo las prestaciones pedidas a la unión.

La resistencia a compresión local de una unión con tornillo totalmente apretado puede ser hasta cuatro veces la de una unión con pasador. Incluso un «apriete a mano» mediante tuerca puede elevar la resistencia hasta dos veces la de una unión por pasador. La relación existente entre las resistencias mediante un apriete total y un apriete a mano depende del material.

En las figuras 2.1.97 a 2.1.104 se muestra la importancia que el par de apriete tiene sobre la resistencia de la unión en varios laminados de resina de poliéster y fibra de vidrio.

INFLUENCIA DE PARAMETROS: TIPO DE FIBRA Y RESINA

El tipo de resina, fibra, ángulo de orientación de la lámina y secuencia de apilamiento representan claramente un papel importante en la determinación de la resistencia. La resina tiene más importancia relativa conforme aumenta la proporción de fibras a ±45 grados. Contrariamente a lo que cabía esperar, tal composición presenta una alta resistencia a compresión local si está restringida adecuadamente por medio de arandelas.

Las resistencias a compresión local más elevadas se alcanzan para composiciones formadas por un 50 por ciento de láminas a 0 grados. En este caso la presencia de láminas a ±45 grados es también beneficiosa porque mejora la resistencia a compresión de las láminas restringidas a 0 grados.

Debe señalarse en este punto que las diferencias en función de la composición de los laminados se minimiza para pares de apriete muy altos, tal y como puede observarse en figuras posteriores.

2.1.10.1.1 Curvas σ_b en función de w/d y e/d

En las figuras 2.1.97 a 2.1.105 se muestra la relación entre σ_b y la relación *w/d* para varios laminados fabricados con resina de poliéster y fibra de vidrio-E bajo distintas condiciones de par de apriete del tornillo.

Hay que señalar que a efectos de cálculo se manejan las gráficas tal y como aquí se representan, indicando en ellas la resistencia a compresión local. Existen algunos materiales tales como laminados unidireccionales con la fibra orientada en la dirección de la carga que presentan otros modos de rotura (por tracción y cortadura). Lo mismo ocurre para otras configuraciones en las que la relación *w/d* ó *e/d* es menor que un cierto valor. Estos casos se tratan trasladando la carga de rotura dividida por la sección transversal del agujero (d∗t) creando una tensión de compresión local equivalente que puede llevarse a la gráfica y ser utilizada como valor de diseño para un material y geometría dados.

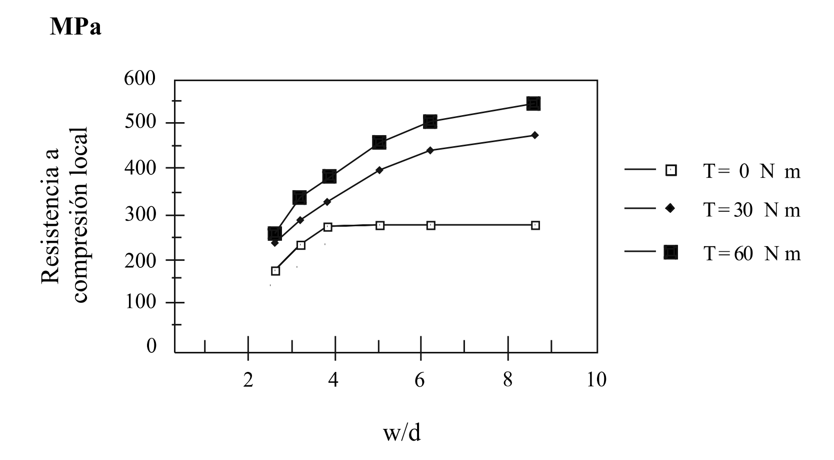


Fig. 2.1.97 Variación de la tensión de compresión local respecto a w/d para un laminado SMC. Vf = 0.20 d = 8 mm. t = 4 mm.

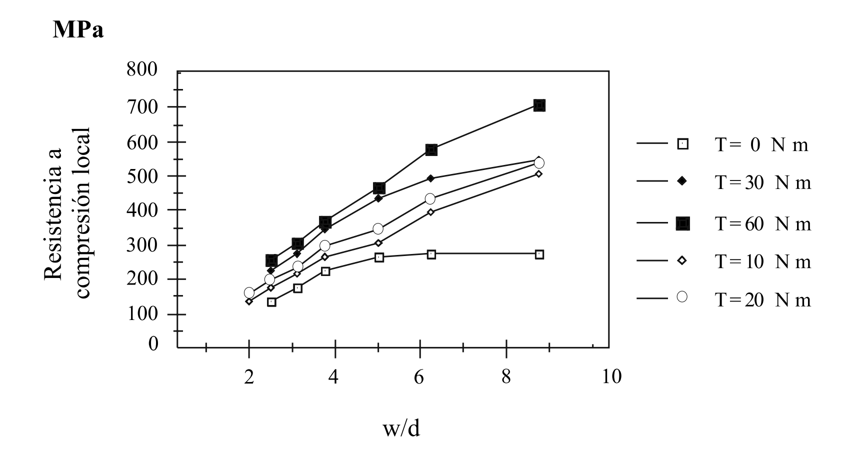


Fig. 2.1.98 Variación de la tensión de compresión local respecto a w/d para un laminado hecho con fibra de vidrio-E tipo UNIFILO y resina de poliéster. Vf = 0.23 d = 8 mm. t = 4 mm.

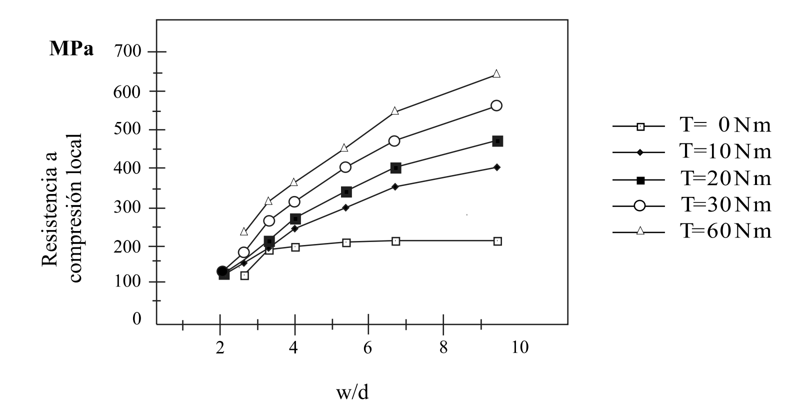


Figura 2.1.99 Variación de la tensión de compresión local respecto a w/d para un laminado hecho con fibra de vidrio-E tipo MAT (450 g.) y resina de poliéster.
Vf = 0.31 d = 8 mm. t = 3.5 mm.

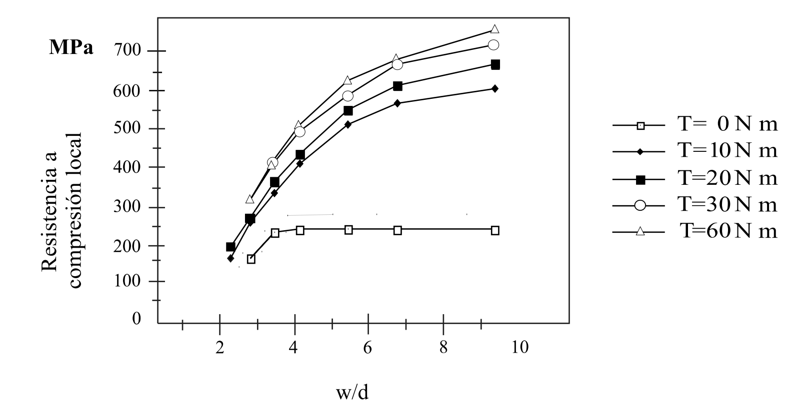


Fig. 2.1.100 Variación de la tensión de compresión local respecto a w/d para un laminado de fibra de vidrio-E y resina de poliéster $(MAT\text{-}600)_2/(TEJIDO\text{-}800)_1$.
Vf = 0.31 d = 8 mm. t = 3.5 mm.

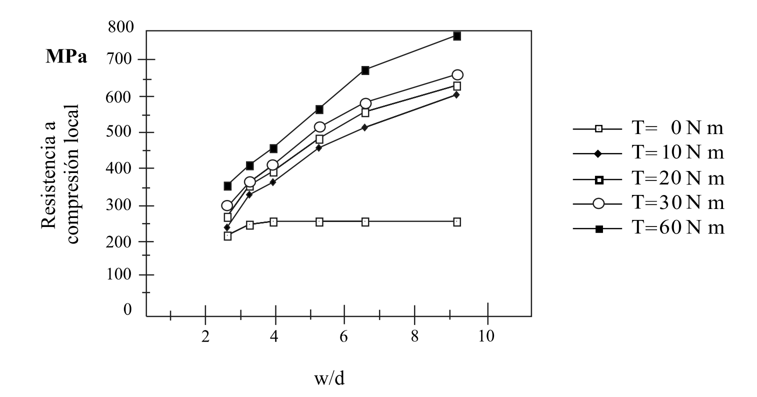


Fig. 2.1.101 Variación de la tensión de compresión local respecto a w/d para un laminado de fibra de vidrio-E y resina de poliéster (MAT-450)$_3$/(TEJIDO-520)$_1$. Vf = 0.30 d = 8 mm. t = 3.1 mm.

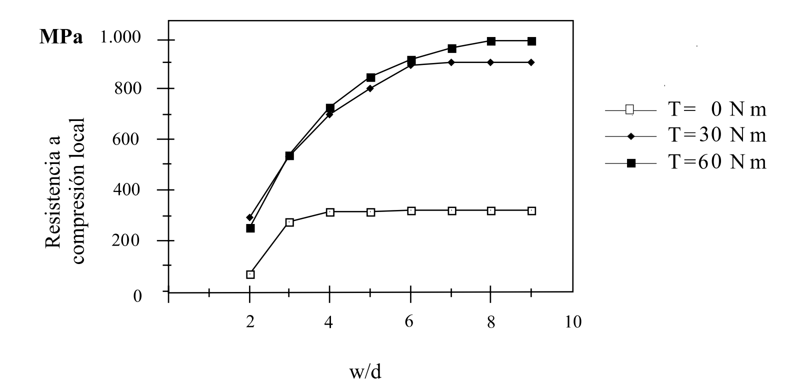


Fig. 2.1.102 Variación de la tensión de compresión local respecto a w/d para un laminado de fibra de vidrio-E y resina de poliéster (1/3 0, 2/3 +-45º). Vf = 0.5 d = 8 mm. t = 4 mm.

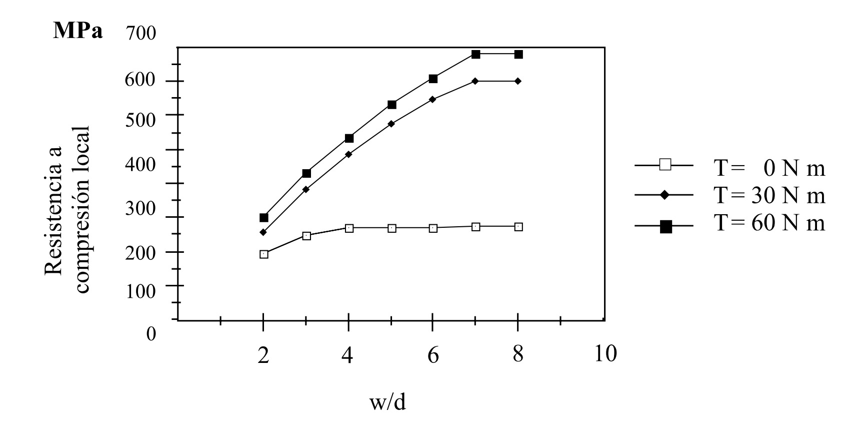


Fig. 2.1.103 Variación de la tensión de compresión local respecto a w/d para un laminado de fibra de vidrio-E y resina de poliéster (1/2 0°, 1/2 90°).
Vf = 0.6 d = 8 mm. t = 3.9 mm.

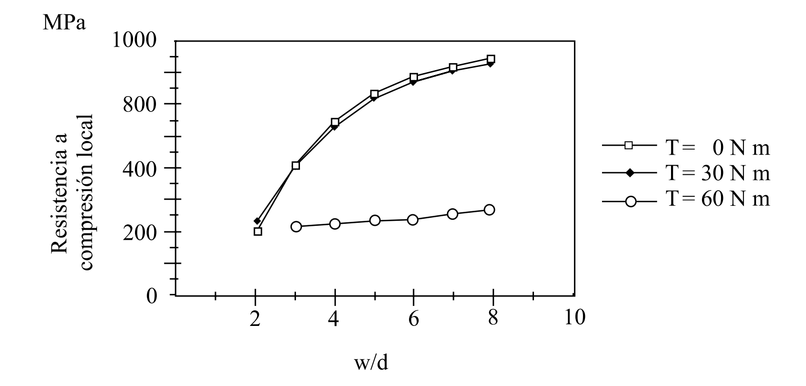


Fig. 2.1.104 Variación de la tensión de compresión local respecto a w/d para un laminado de fibra de vidrio-E y resina de poliéster ±45º.
Vf = 0.6 d = 8 mm. t = 3.9 mm.

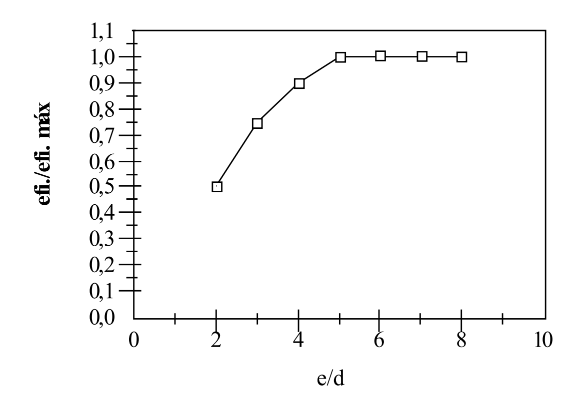


Fig. 2.1.105 Variación de la eficiencia de la unión respecto a la eficiencia máxima en función del parámetro e/d para un laminado cuasi-isótropo de fibra de vidrio y resina de poliéster

2.1.10.1.2 Diseño de uniones con doble cortadura

Los resultados presentados en la sección anterior indican que pueden obtenerse las resistencias correspondientes a tornillos totalmente apretados. Las curvas de diseño presentadas en esta sección utilizan una forma idealizada de aquellos datos.

La utilización de estas curvas de diseño nos permite la predicción de la máxima resistencia de la unión. Por lo tanto deben aplicarse factores adecuados de reducción para simular casos como el de disminución de resistencia de un tornillo, tolerancia del agujero, uniones múltiples, etc.

Se va a suponer aquí que el laminado ha sido ya diseñado y por lo tanto se conocen tanto su espesor como su capacidad de carga. Se va a determinar las dimensiones adecuadas del tornillo para transmitir esta carga dada una determinada geometría, o viceversa. Se supone que existen datos disponibles para un rango de *d/t*. Otros materiales muestran la tendencia opuesta. Esto no resta generalidad al método general.

Determinación de la carga máxima para una geometría dada

(a) La anchura es fija pero la distancia al borde libre puede variarse (o viceversa)

En primer lugar, seleccionemos un tornillo de manera que d/t=1 y calculemos *w/*d. Utilizaremos las curvas de σ_b en función de *w/d* para obtener la correspondiente resistencia a compresión local. Transferiremos este valor a la curva de σ_b en función de *e/d*, y obtendremos *e/d* para el mismo valor *d/t*. A continuación seleccionaremos un tornillo mayor, recalcularemos *d/t* y *w/d* y repetiremos el proceso (*d/t* será mayor y *w/d* será menor que en el caso anterior). Entonces analizaremos la utilidad del segundo valor de σ_b en un diagrama P/t-d-σ_b o, si se prefiere, por cálculo. Los valores iniciales de tensión (σ_{b1}) y diámetro (d_1) darán la correspondiente carga de rotura por unidad de espesor (P_1/t). El segundo grupo de variables σ_{b2} y d_2 dará una resistencia alternativa (P_2/t). El proceso puede repetirse para otros tamaños de tornillo, seleccionando el mayor valor de *P/t.* De esta manera se conocen tanto la resistencia *P* como la geometría *e*.

Puede utilizarse también el proceso completo si la distancia al borde libre es fija y la anchura varía.

Este procedimiento puede aplicarse también a uniones atornilladas múltiples utilizando el correspondiente factor de reducción.

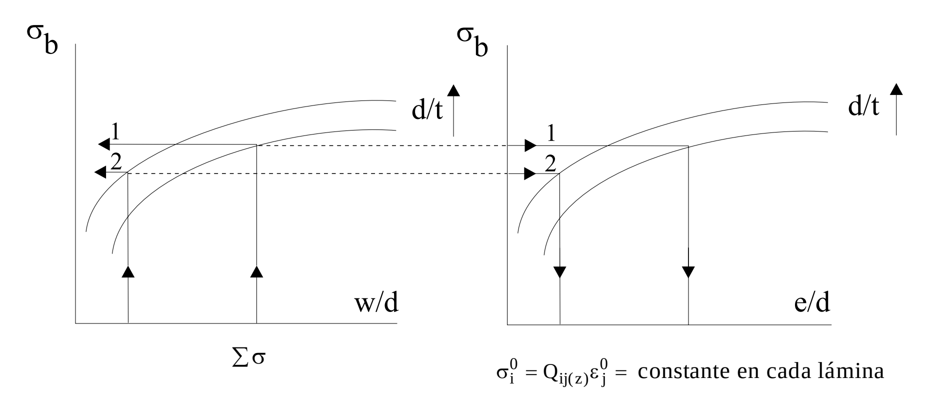


Figura 2.1.106 Determinación de la carga con la anchura fija y distancia al borde libre variable

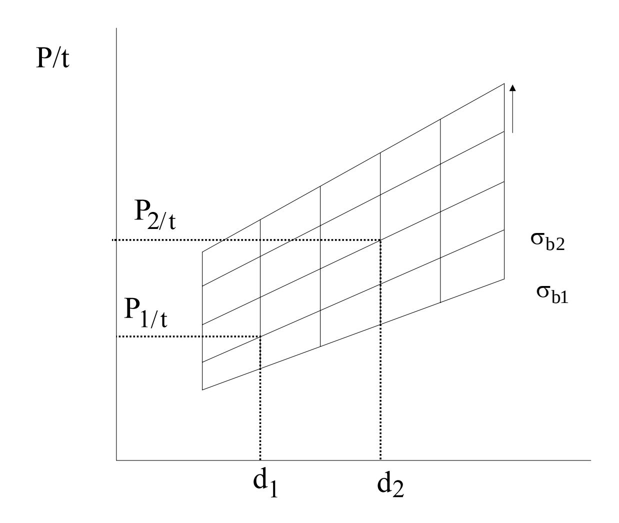


Figura 2.1.107 Diagrama de variación de P/t en función de d para diferentes valores de s_b

(b) La anchura y la distancia al borde libre son fijas

En primer lugar, seleccionaremos un tornillo, como en *a* de manera que *d/t=1*, y calcularemos *w/d* y *e/d.* Determinaremos la correspondiente resistencia a compresión local a partir de las curvas. La carga de rotura corresponderá al menor de los dos valores de σ_b. pudiendo ser obtenido a partir del diagrama *P/t-d-*σ_b. Para una segunda iteración, se elige un tornillo mayor y se repite el procedimiento completo, como en *a*.

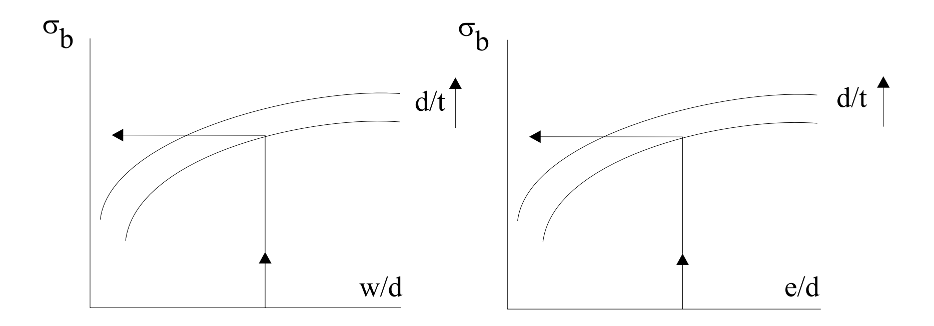


Figura 2.1.108 Determinación de una carga con anchura y distancia al borde libre fijas

Determinación de la geometría adecuada para soportar una carga dada

(a) No existen restricciones respecto a la anchura y al borde libre

Seleccionaremos, como antes, un tornillo de manera que *d/t=1* y calcularemos la correspondiente resistencia a compresión local (P/dt). Si esta tensión es superior al máximo de las curvas del diagrama, elegiremos un tornillo mayor y repetiremos el proceso. La intersección con la curva apropiada *d/t* definirá la geometría requerida.

Si es imposible obtener intersección alguna con curvas razonables *d/t*, se adoptará una unión atornillada múltiple.

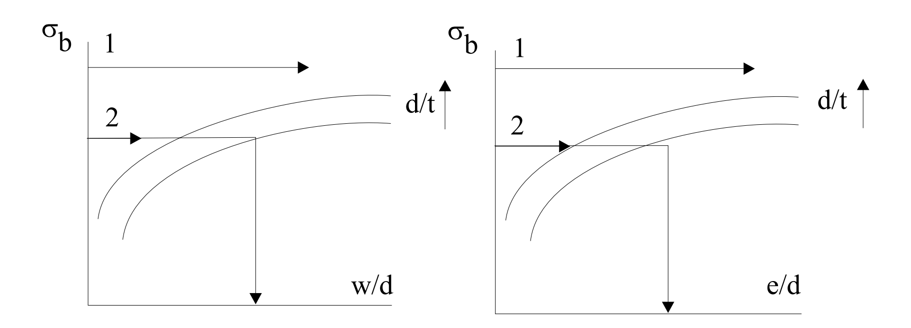


Figura 2.1.109 Determinación de la geometría adecuada para soportar una carga dada sin restricciones en anchura y distancia al borde libre

(b) Restricción en distancia al borde libre o anchura

Supongamos que existe un límite superior para **e** (es decir, para *e/d*). El procedimiento es similar al anterior *a*, seleccionaremos valores crecientes de *d* hasta obtener una intersección con la curva, por debajo de

la relación límite *e/d*. El valor límite de *e/d* disminuirá conforme d aumente. El valor correspondiente de *w* se obtiene a partir de la otra curva. Si la variable restringida es la anchura, las curvas se utilizarán en orden inverso.

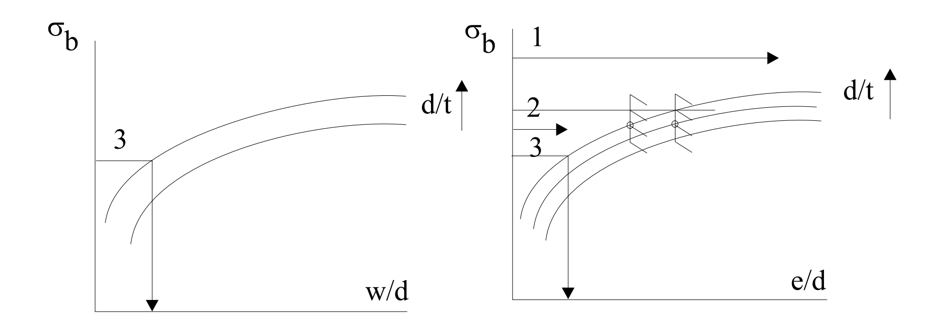


Figura 2.1.110 Determinación de la geometría adecuada para soportar una carga dada con restricciones sobre la distancia al borde libre o anchura

(c) Restricción de la distancia al borde libre o anchura

En este caso el procedimiento sigue el descrito en *b*, pero continúa hasta que se obtiene una intersección por debajo de ambos límites. Así, la solución 3 sería aceptable, pero la 2 no lo sería, porque la intersección se lleva a cabo por encima del límite *e/d*.

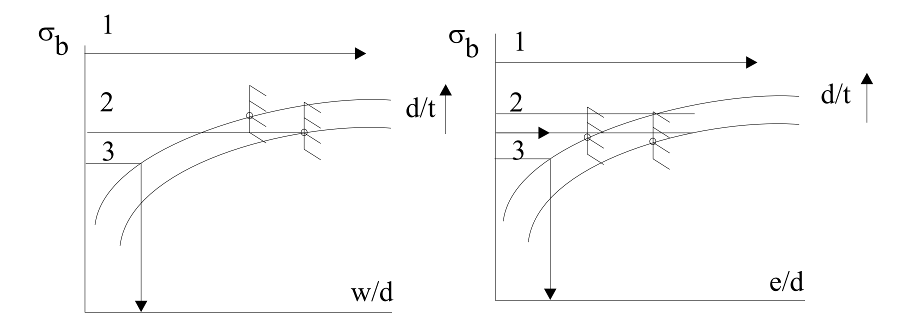


Figura 2.1.111 Determinación de la geometría adecuada para soportar una carga dada con restricciones sobre la distancia al borde libre y anchura

2.1.10.1.3 Descripción de un plan de ensayos

Se ha realizado un plan experimental para determinar el comportamiento de uniones de materiales compuestos de fibra de vidrio con arreglo a los siguientes puntos:

- No se ha seguido ninguna norma porque no existe actualmente ningún tipo de recomendación o norma escrita sobre ensayos de uniones de materiales compuestos de fibra de vidrio.
- El tipo de ensayo es de doble cortadura.
- Se han realizado tres repeticiones por ensayo.
- El número total de ensayos ha sido 240.
- La fibra utilizada es vidrio tipo E.
- La matriz utilizada es poliéster (standard).
- El espesor de las probetas es 6.5 mm.
- Se han determinado eficiencias de los diferentes tipos de unión con objeto de obtener la configuración óptima.

$$e = \frac{Q}{stw} \qquad \text{(Ec. 2.1.379)}$$

Siendo:

e: eficiencia

Q: carga de rotura última de la unión.

s: tensión de rotura última de la probeta sin agujero.

t: espesor de la probeta.

w: anchura de la probeta.

Los parámetros variados son los siguientes :

- d/w (0.3 a 0.8)
- e/w (0.3 a 0.8)
- Par de apriete (40 a 80 N m en función del diámetro del tornillo)
- Número de arandelas (0 a 2). 0 arandelas significa que la placa ensayada se encuentra directamente apoyada sobre dos placas de igual alchura y de rigidez mucho mayor que el material ensayado, de modo que la fuerza de apriete se reparta uniformemente sobre toda el area. Las arandelas empleadas han sido de diámetro exterior igual a 2.5 veces el interior.

2.1.10.1.4 Resultados de los ensayos para laminados unidireccionales (pultrusión)

En las figuras 2.1.112 a 2.1.116 se muestran las curvas de eficiencia en función de *d/w* y *e/d*.

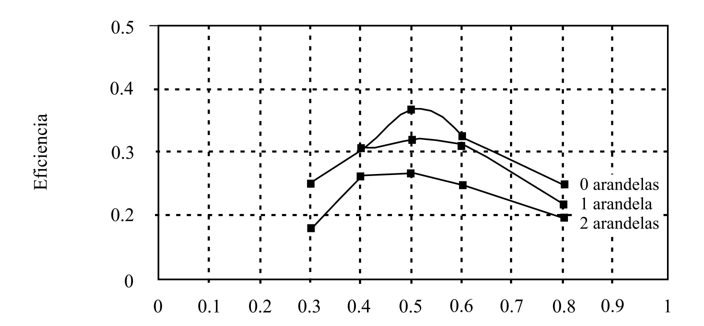


Figura 2.1.112 Eficiencia versus d/w para una probeta realizada por pultrusión. e/d = 5 T = 40 Nm.

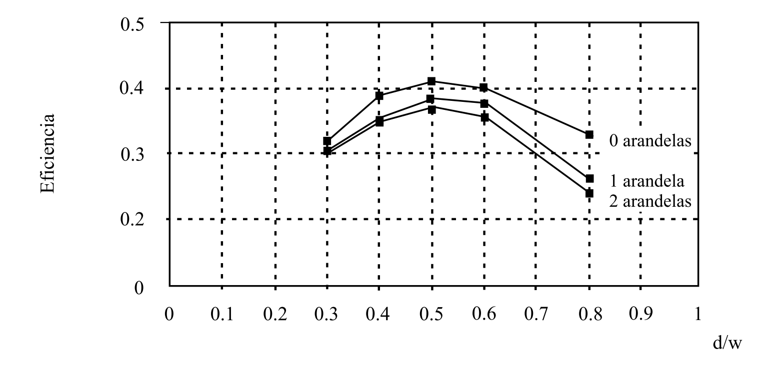


Figura 2.1.113 Eficiencia versus d/w para una probeta realizada por pultrusión. d/t = 1.53 e/d = 5 T = 60 Nm.

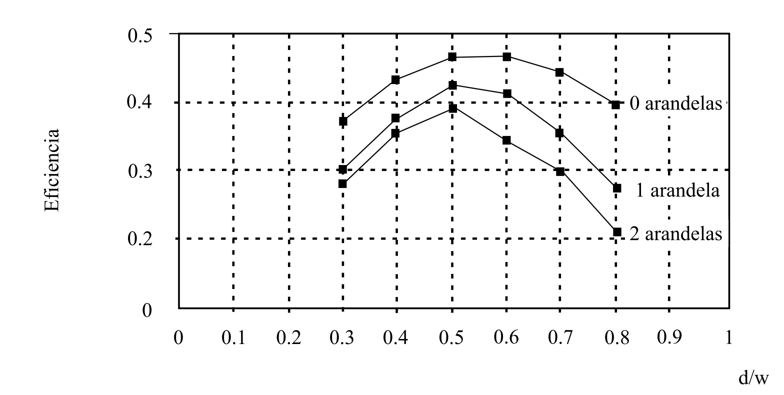


Figura 2.1.114 Eficiencia versus d/w para una probeta realizada por pultrusión. d/t = 1.5 e/d = 5 T = 60 Nm

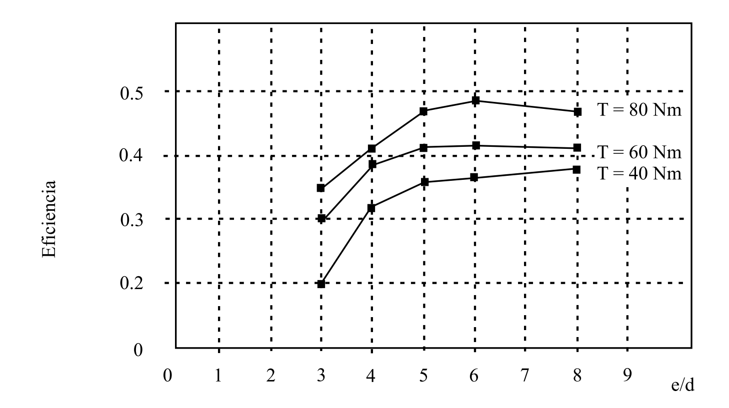


Figura 2.1.115 Eficiencia versus e/d para una probeta realizada por pultrusión. d/t = 1.53 d/w = 0.5. Sin arandelas.

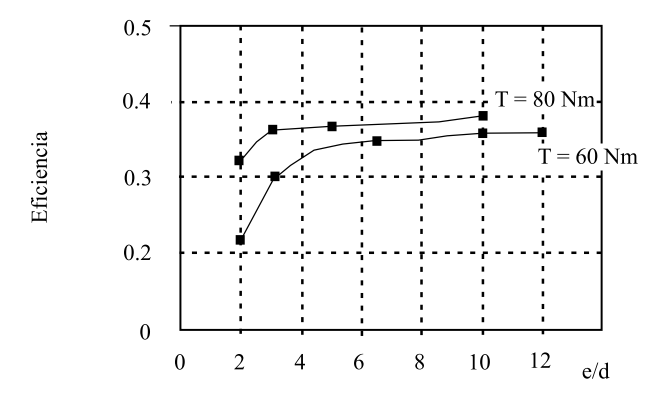


Figura 2.1.116 Eficiencia versus e/d para una probeta realizada por pultrusión. d/t = 1.53 d/w = 0.5. Una arandela.

Las conclusiones que se desprenden de estos resultados son las siguientes:

1) En piezas de materiales compuestos de fibra de vidrio fabricadas mediante el proceso de pultrusión, el modo de rotura observado en las uniones es siempre de rotura por cortadura.

2) El valor de *d/w* es crítico e impredecible. Por lo tanto es de gran valor disponer de la herramienta adecuada para determinar en cada caso cuál es el *d/*w óptimo. En cualquier caso el valor de máxima eficiencia se alcanza para un valor comprendido entre 0.4 y 0.5. Para soportar cargas mayores puede en ocasiones no alcanzarse un punto de diseño de eficiencia óptima.

3) El valor de *e/d* es también de gran importancia. Su valor se obtendrá mediante las tablas correspondientes. Se recomienda no usar valores menores que 4.

4) Las eficiencias óptimas son del 50 %. Este valor, siendo bajo resulta de gran interés ya que las resistencias de las piezas de materiales compuestos de fibra de vidrio fabricadas mediante el proceso de pultrusión, es muy elevada.

5) Para este tipo de proceso y de materiales, la mejor disposición es trabajar con el par de apriete máximo y sin arandelas o con arandelas de diámetro exterior igual o superior a tres veces el diámetro interior.

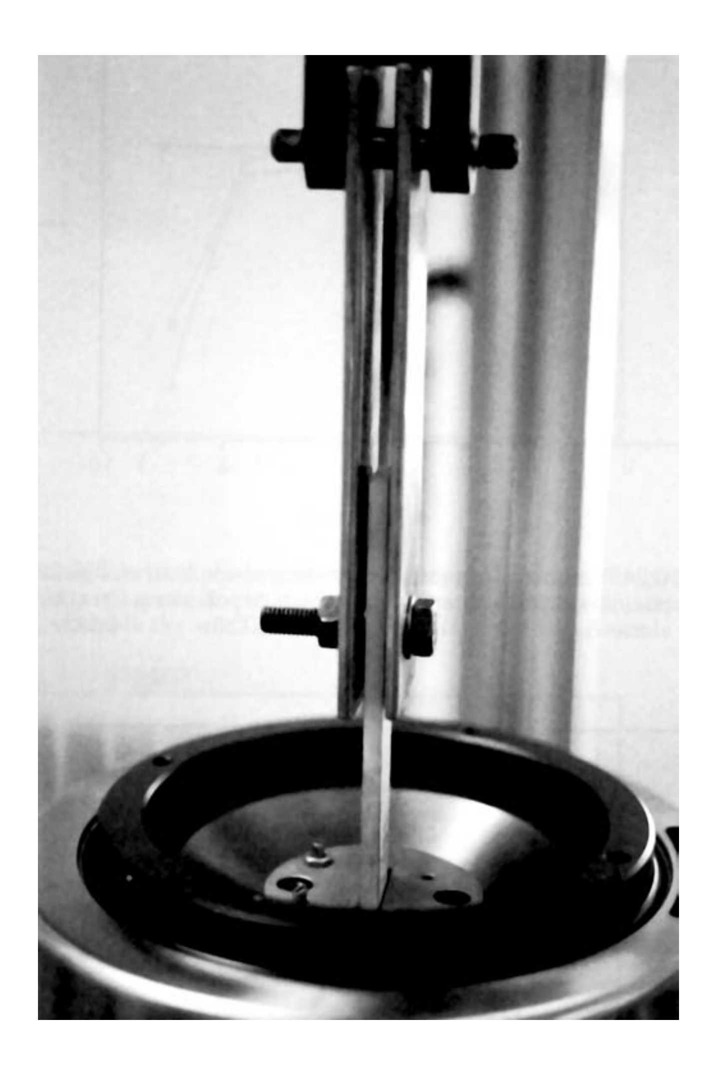


Fig 2.1.117 Ensayo de unión simple

2.1.10.1.5 Resultados de los ensayos para laminados multidireccionales (bolsa de vacío)

A continuación se muestran las gráficas correspondientes a uniones atornilladas de laminados de fibra de vidrio-E y resina de poliéster por el método de vía húmeda y bolsa de vacío. Los ensayos se han realizado simulando arandelas de anchura infinita (caso de 0 arandelas en los ensayos de perfiles de pultrusión mostrados anteriormente) con pletinas de acero pulidas de ancho igual a la probeta ensayada.

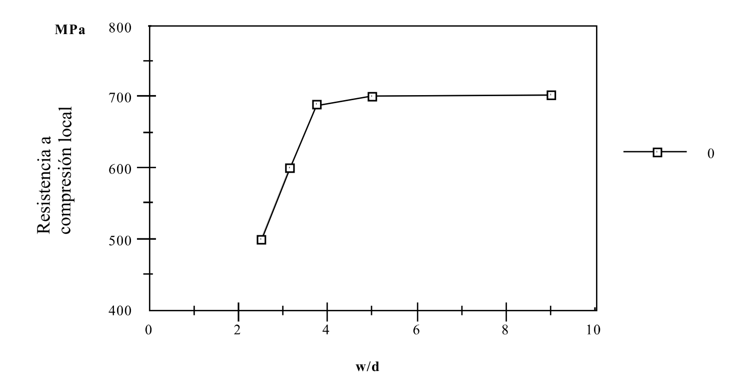


Figura 2.1.118 Variación de la resistencia a compresión local en función de la relación w/d para un laminado de resina de poliester y fibra de vidrio-E.
V_f = 0.5 d = 8 mm. T = 60 Nm t = 4 mm.

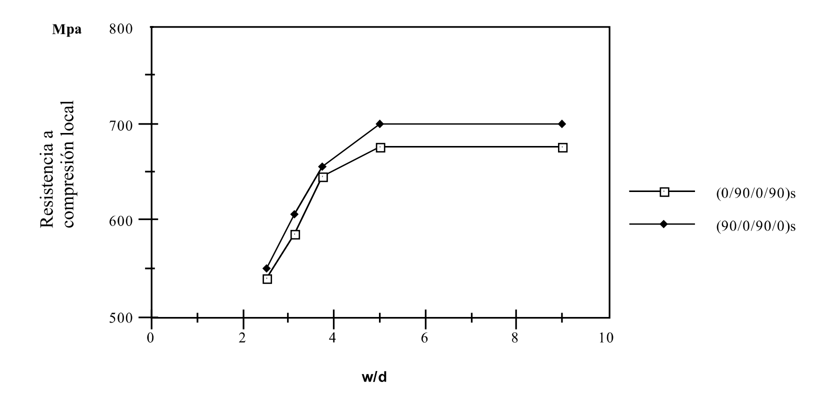


Figura 2.1.119 Variación de la resistencia a compresión local en función de la relación w/d y de la secuencia de apilado para un laminado de resina de poliester y fibra de vidrioE.
V_f = 0.45 d = 8 mm. T = 60 Nm t = 4 mm.

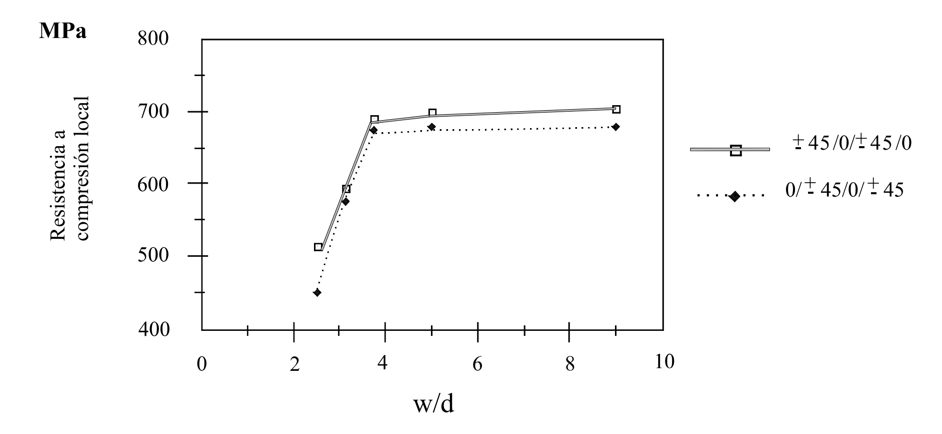


Figura 2.1.120 Variación de la resistencia a compresión local en función de la relación w/d y de la secuencia de apilado para un laminado de resina de poliéster y fibra de vidrio-E. $V_f = 0.5$ d = 8 mm. T = 60 Nm t = 4 mm

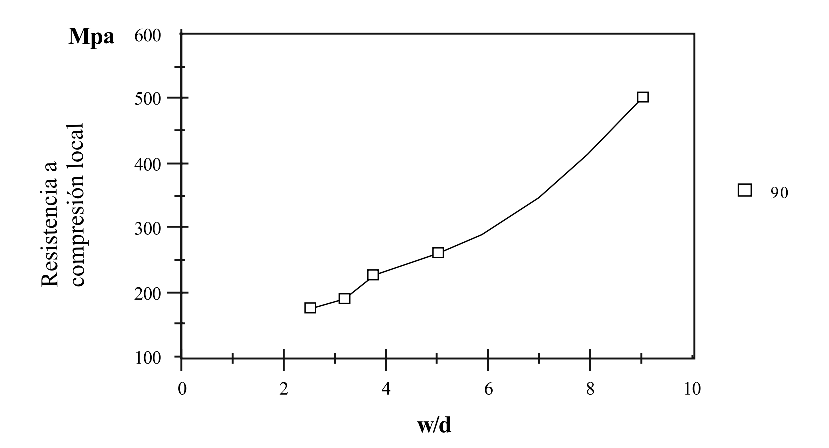


Figura 2.1.121 Variación de la resistencia a compresión local en función de la relación w/d para un laminado de resina de poliester y fibra de vidrio-E. $V_f = 0.5$ d = 8 mm. T = 60 Nm t = 3.5 mm.

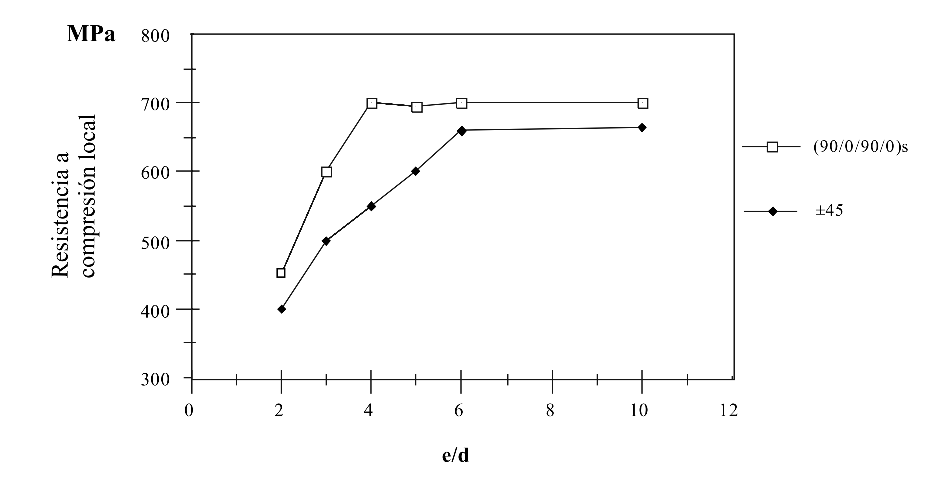


Figura 2.1.122 Variación de la resistencia a compresión local en función de la relación e/d para dos laminados de resina de poliester y fibra de vidrio-E. $V_f = 0.5$ d = 8 mm. T = 60 Nm t = 4 mm

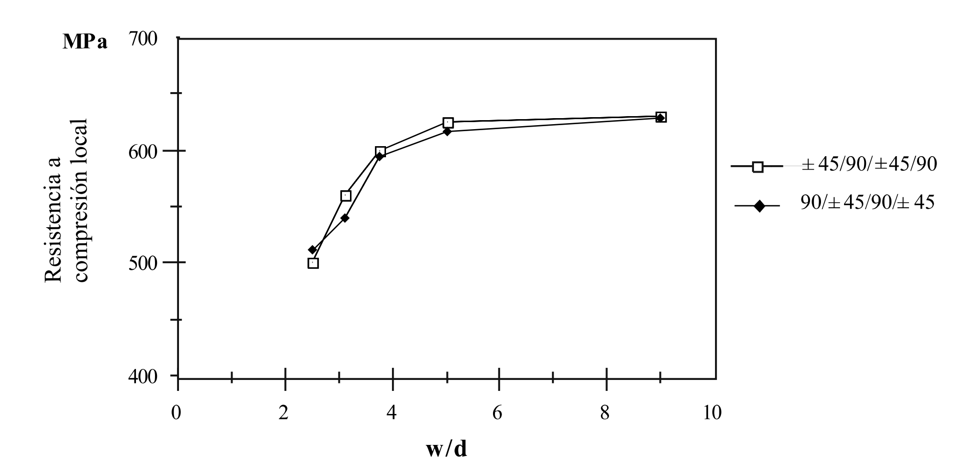


Figura 2.1.123 Variación de la resistencia a compresión local en función de la relación w/d para un laminado de resina de poliester y fibra de vidrio-E con distintas secuencias de apilado. $V_f = 0.5$ d = 8 mm. T = 60 Nm t = 4 mm.

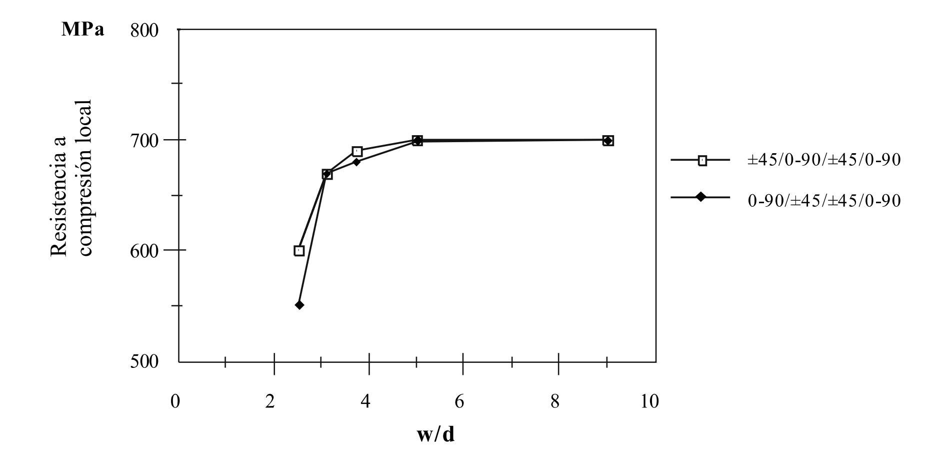


Figura 2.1.124 Variación de la resistencia a compresión local en función de la relación w/d para un laminado de resina de poliester y tejido equilibrado de fibra de vidrio-E con dos secuencias de apilado distintas.
V_f = 0.5 d = 8 mm. T = 60 Nm t = 4 mm.

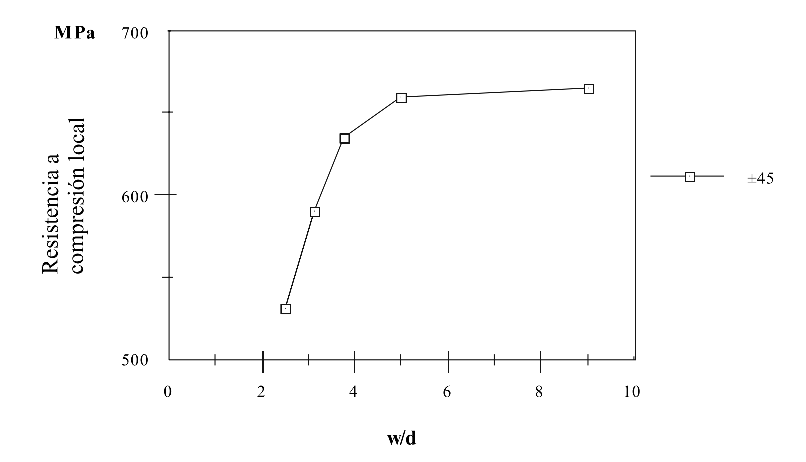


Figura 2.1.125 Variación de la resistencia a compresión local en función de la relación w/d para un laminado de resina de poliester y fibra de vidrio-E. V_f = 0.45 d = 8 mm. T = 60 Nm t = 4 mm.

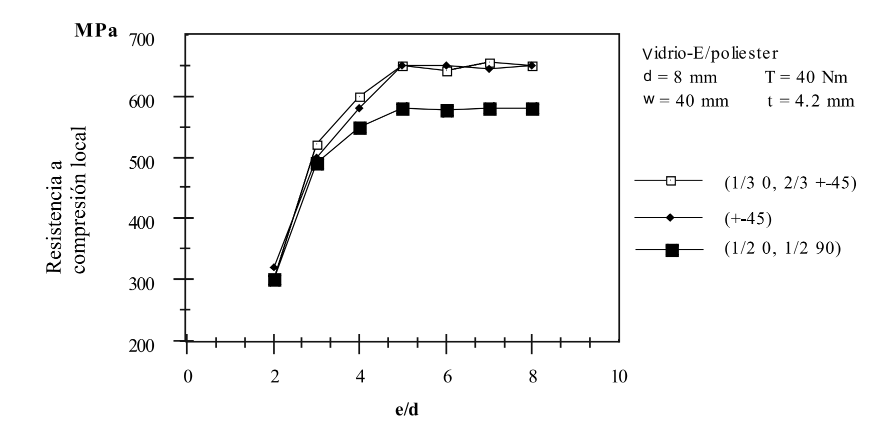


Figura 2.1.126 Variación de la resistencia a compresión local en función de la relación e/d para tres laminados de resina de poliester y fibra de vidrio-E. $V_f = 0.5$

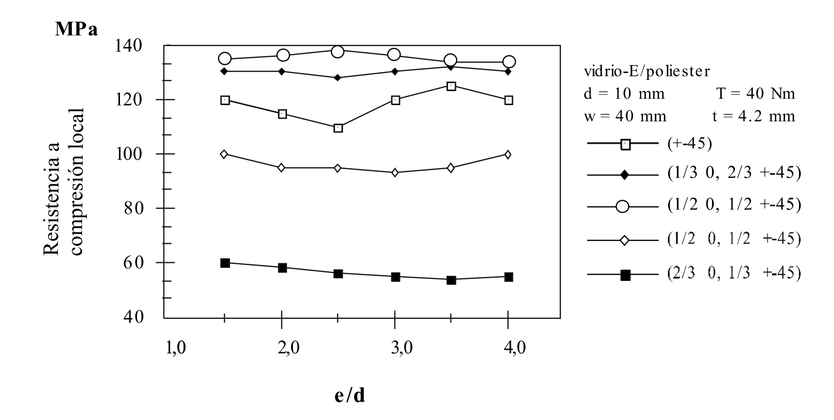


Figura 2.1.127 Variación de la resistencia a cortadura en función de la relación e/d para distintos laminados de resina de poliester y fibra de vidrio-E. $V_f = 0.5$

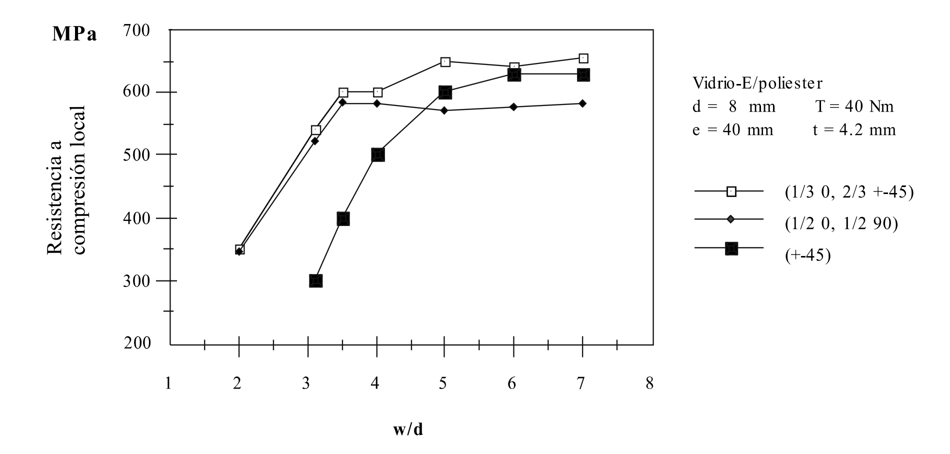


Figura 2.1.128 Variación de la resistencia a compresión local en función de la relación w/d para un laminado de resina de poliester y fibra de vidrio-E. $V_f = 0.45$

Las conclusiones que se desprenden de los ensayos son las siguientes:

1) En laminados no exclusivamente unidireccionales pueden lograrse todos los modos de rotura descritos anteriormente. El modo deseable es el de compresión local por ser el que se produce a un nivel de carga más elevado. En laminados menos anisótropos los modos de cortadura o de tracción se producen únicamente con relaciones *e/d* ó *w/d* muy pequeños, lejos de las condiciones habituales de diseño.

2) La influencia del apriete del tornillo es el parámetro más importante si se quiere lograr una resistencia elevada. Los laminados que contienen mat son los que demuestran un comportamiento resistente más proporcional al par de apriete. Para el resto de laminados la influencia del par de apriete es menor a partir de cierto valor (30 Nm ó 20 MPa. de apriete lateral).

3) Para pares de apriete muy altos la resistencia final máxima no se ve excesivamente influenciada por la composición del laminado.

4) En el diseño debe incluirse un factor de seguridad en el apriete del tornillo basado en estudios experimentales de disminución del mismo en función del tiempo y del tipo de carga (crítico en cargas cíclicas). Ello puede conducir en ciertos casos a la inspección periódica del par de apriete del tornillo.

5) La resistencia de la unión no se ve sensiblemente afectada por la variación de la secuencia de apilado para una composición de laminado. Conviene señalar, sin embargo, que son preferibles aquellas secuencias en las que las láminas orientadas en la dirección de la carga (0°) se encuentran en posiciones internas, siendo las láminas a 90 y ±45 las que deben ocupar las posiciones exteriores.

6) Es deseable que las láminas se encuentren lo más uniformemente distribuidas a lo largo del espesor, no debiendo agruparse láminas con idéntica orientación de fibra.

7) La máxima resistencia para pasadores sin par de apriete o con pares bajos se logra para laminados $(1/3\ 0, 2/3\ \pm 45)_S$ seguidos de los laminados cuasiisótropos.

8) El laminado con menos resistencia a compresión local es el que tiene toda la fibra en dirección perpendicular a la de aplicación de carga (90), seguido del $(1/3\ 90, 2/3\ \pm 45)_S$ y del ±45.

9) La influencia del parámetro *e/d* interviene tanto en el modo de rotura como en el valor de carga a que ésta se produce, siendo deseables valores superiores a 3 o 4 según el caso para obtener resistencias altas.

10) Para diseño de uniones con laminados de composición general es conveniente trabajar con tablas resistencia/relación geométrica en lugar de las de eficiencia/parámetro geométrico señaladas para el caso de unidireccionales. Ello se hace porque en el primer caso la relación resistencia de la unión respecto a la resistencia a tracción del material depende de mayor número de parámetros.

11) Se recomienda siempre el uso de arandelas rígidas y de diámetro exterior suficientemente grande e interior ajustado al tornillo en ambas caras de la unión.

Ejemplo 2.1.23 Se desea dimensionar las uniones del perfil más solicitado de la siguiente celosía que debe soportar las cargas de viento tal y como se indica en la figura 2.1.129 con los siguientes datos de diseño:

- Coeficiente de seguridad (mayoración de cargas): 2
- Distancia entre cerchas: 8 m.
- Tipo de material: perfil de pultrusión de sección en *L* de relación w/t =10
- Todas las barras se considerarán trabajando a tracción-compresión, no considerándose para cálculo las 1,2,3, y 4.
- Las uniones deberán de ser de un solo tornillo.
- El par de apriete permitido es de 40 Nm.
- Se propone trabajar con una relación d/t = 2

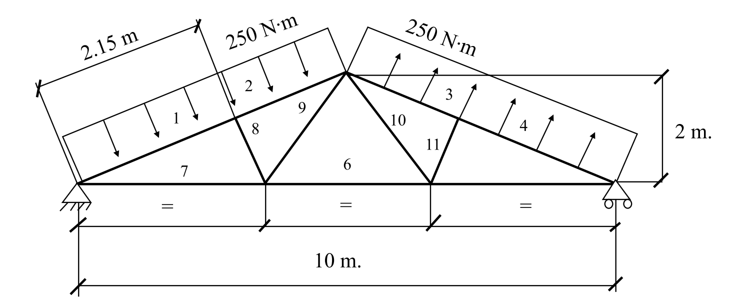


Figura. 2.1.129 Celosía de perfiles

SOLUCIÓN:

Mediante un análisis de la estructura se encuentra que la barra 7 es la más cargada, con un esfuerzo de tracción de:

P = 12.696 N

Se inicia el cálculo con un perfil en *L* de 40 x 40 x 4 mm.

Como d/t = 2, el diámetro del tornillo para este perfil debe ser de 8 mm.

Se busca en primer lugar la resistencia a compresión local necesaria para esta geometría:

$$\sigma_{bn} = \frac{Q \cdot N}{d \cdot t} = \frac{12.696 \cdot 2}{8 \cdot 4} = 793 \text{ MPa}$$

Esta resistencia es superior a la disponible según se muestra en el gráfico experimental siguiente:

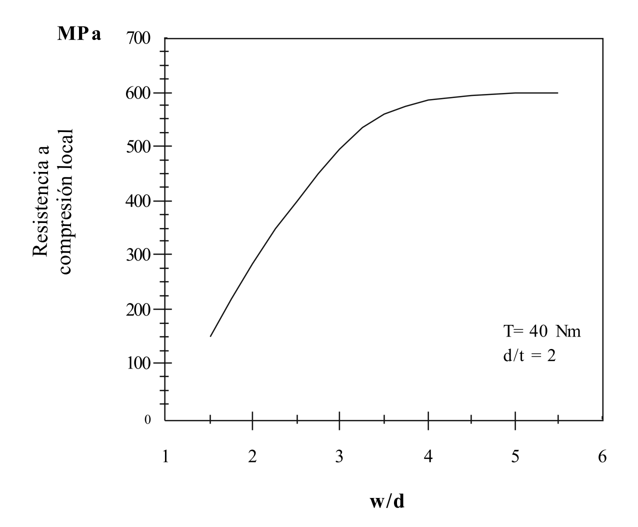


Figura 2.1.130 Resistencia a compresión local

Se elige, por tanto, un nuevo perfil de 50 x 50 x 5 mm. y repetimos el proceso:

$$\sigma_{bn} = \frac{Q \cdot N}{d \cdot t} = \frac{25.392}{10 \cdot 5} = 507{,}84 \text{ MPa}$$

Según la gráfica σ_b en función de *w/d*, esta resistencia se da para w/d = 3, valor que en este caso se puede alcanzar al ser *el w/d* máximo igual a 5.

Dado que para w/d=5, la resistencia es 600 MPa, el coeficiente de seguridad real será de:

$$N' = N \cdot (\sigma_b / \sigma_{bn}) = 2 \cdot (600/507) = 2.36$$

Para encontrar e debe irse a la siguiente gráfica experimental y entrar en ella con el valor de σ_{bn} para obtener *e/d* y de allí despejar *e*.

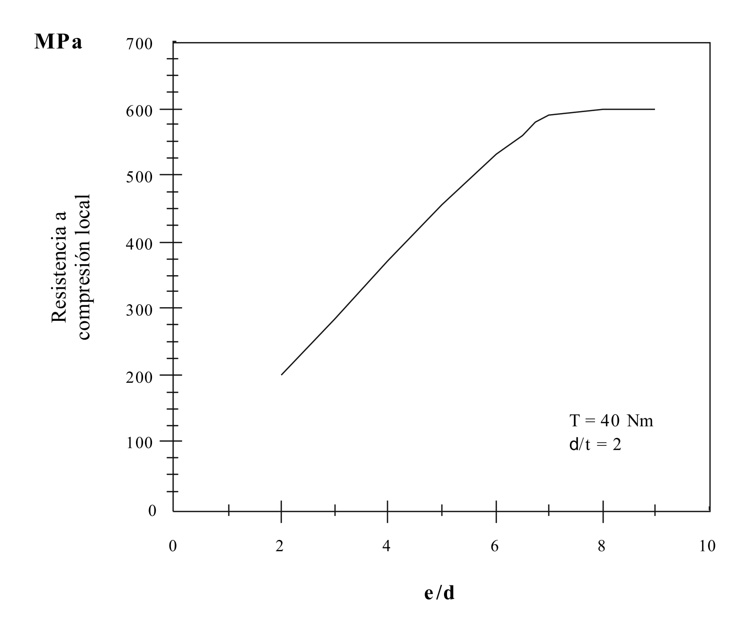


Figura 2.1.131 Resistencia a compresión local

Obtenemos que e/d = 5.8 por lo que e = 58 mm.

Manteniendo este valor de e el coeficiente de seguridad real es 2. Para mantener el obtenido en el dimensionado según el parámetro *w/d*, debería hacerse e/d=8, lo que conduciría a e = 80 mm.

A continuación se muestra una figura con el esquema y dimensiones de la unión dimensionada.

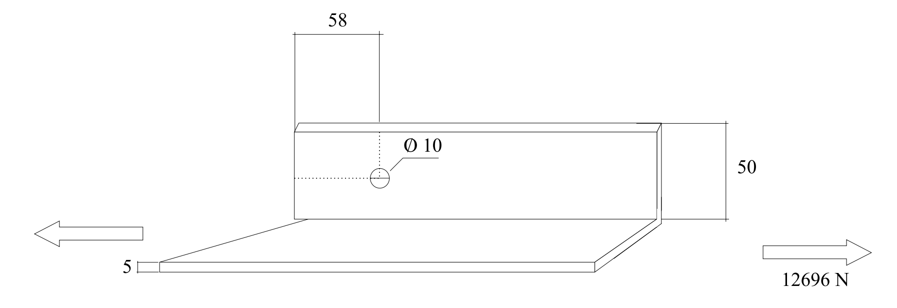
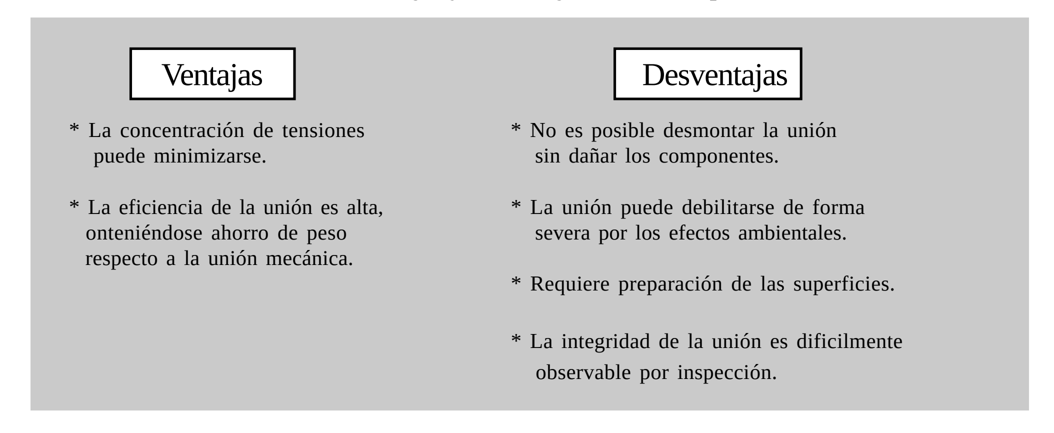


Figura 2.1.132 Unión dimensionada

2.1.10.2 Uniones por adhesivo

Las uniones por adhesivo están utilizándose cada vez con mayor profusión dado que la calidad de los adhesivos y el conocimiento técnico que se posee sobre su comportamiento van en aumento en los últimos años. Para centrar el tema, veamos una tabla de ventajas y desventajas de este tipo de unión:

Tabla 2.1.44 Ventajas y desventajas de uniones por adhesivo



Ventajas	Desventajas
* La concentración de tensiones puede minimizarse.	* No es posible desmontar la unión sin dañar los componentes.
* La eficiencia de la unión es alta, onteniéndose ahorro de peso respecto a la unión mecánica.	* La unión puede debilitarse de forma severa por los efectos ambientales.
	* Requiere preparación de las superficies.
	* La integridad de la unión es dificilmente observable por inspección.

Es interesante remarcar que la preparación de las superficies, aspecto muy conflictivo en uniones por adhesivo, cada vez es menos importante, ya que se están desarrollando nuevos materiales que no requieren alta calidad de la superficie para adherir. Por otra parte, las resistencia para altas temperaturas es otro de los parámetros que está en continuo desarrollo.

En la figura 2.1.133, se expresa la definición de variables en una unión por solape simple.

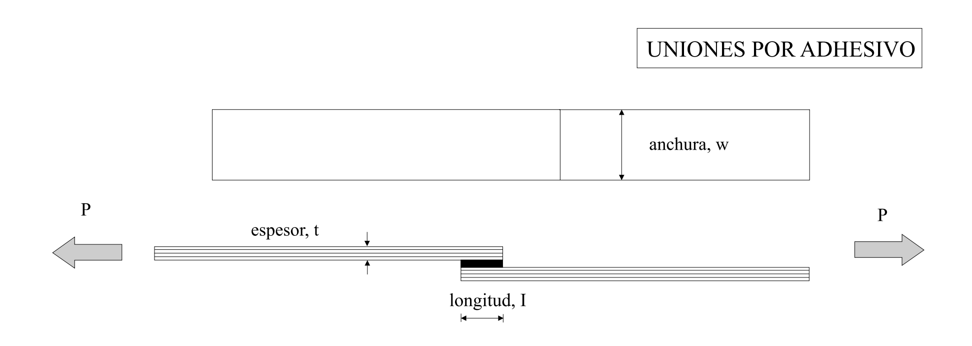


Figura 2.1.133 Definición de variables

En la figura 2.1.134, se representan diferentes tipos de unión por adhesivo para cargas medias-bajas. Para materiales compuestos de fibra de vidrio, la unión a solape simple y a doble solape son las más utilizadas.

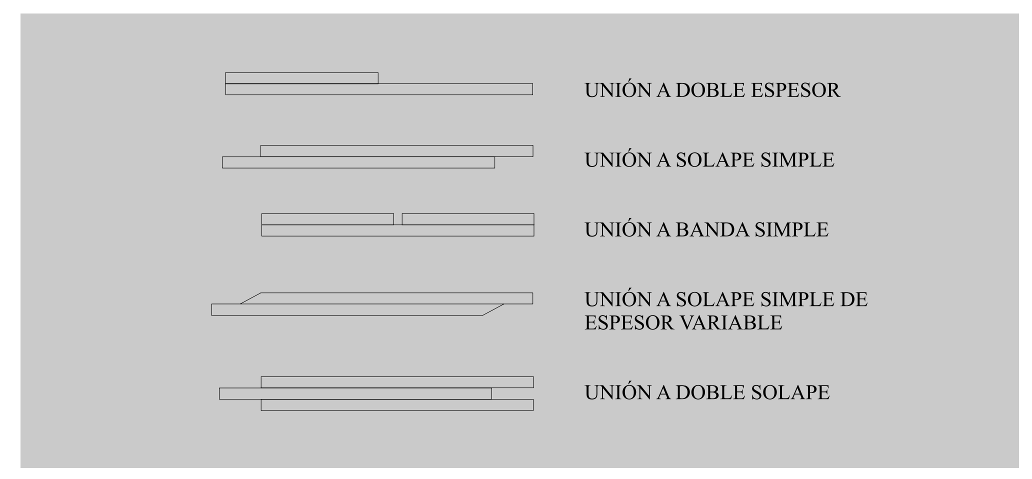


Figura 2.1.134 Tipos de unión para cargas medias-bajas

En la figura 2.1.135, se aprecian las uniones tipificadas para cargas medias-altas. Es difícil ver este tipo de uniones en materiales compuestos de fibra de vidrio ya que la mayoría se utilizan para aplicaciones aeronáuticas con materiales como fibra de carbono y aleaciones metálicas.

Alguna vez, se pueden ver uniones a doble banda en materiales compuestos de fibra de vidrio, si bien la unión a doble solape es más usual.

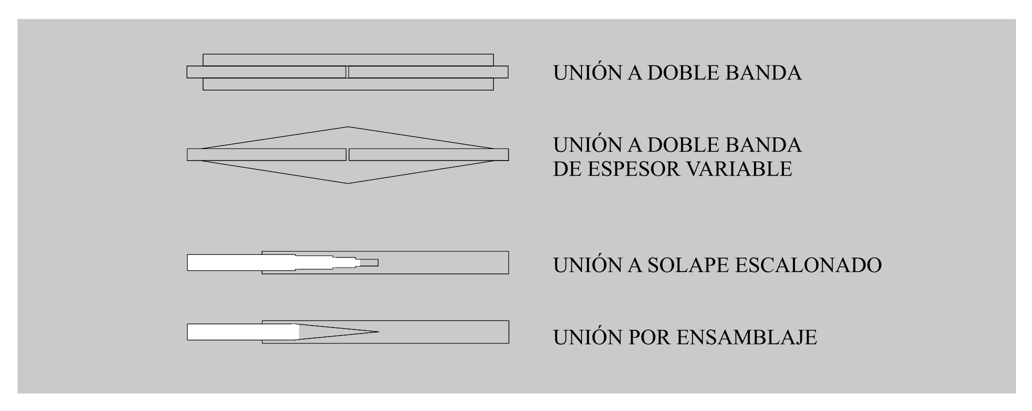


Figura 2.1.135 Tipos de unión para cargas medias-altas

En la figura 2.1.136, se observa una gráfica donde se pueden var clasificadas las uniones descritas anteriormente en función de la resistencia y espesor de la unión.

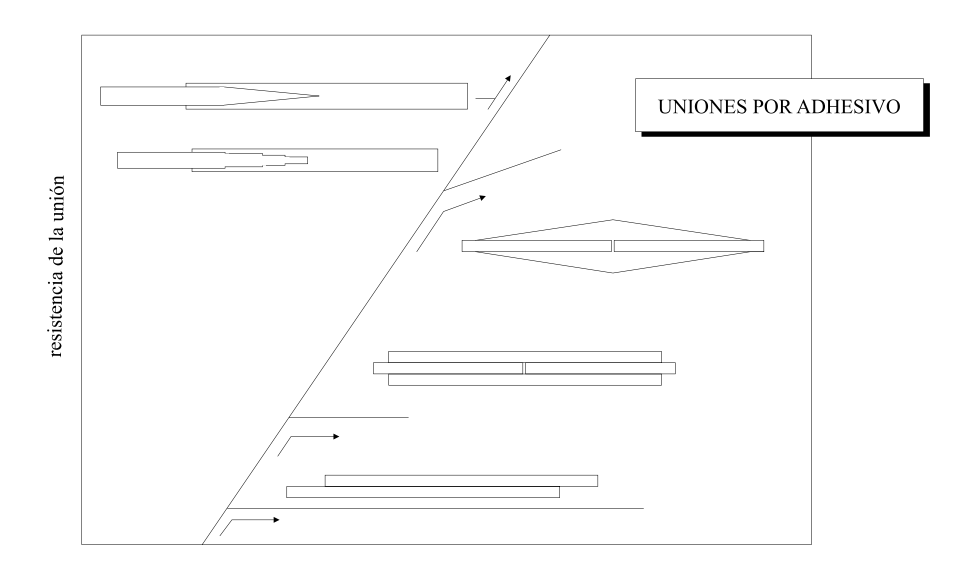


Figura 2.1.136 Diagrama resistencia/espesor

INFLUENCIA DE PARAMETROS: GEOMETRIA

Los factores geométricos que tienen influencia en la resistencia de la unión son la anchura (w), longitud de la unión (l) y espesor del adhesivo (η). Dependiendo del tipo de ensayo, la relación entre la resistencia de cortadura del adhesivo y estos parámetros varía; las leyes de variación se estudiarán más adelante.

INFLUENCIA DE PARAMETROS:DIRECCION DE LAS CARGAS

La resistencia de una unión estructural varía con la dirección de las cargas debido a la naturaleza anisótropa del material. Sería deseable que la dirección de la carga aplicada coincidiera con la dirección de máxima resistencia, aunque en la práctica tal coincidencia no puede ser garantizada. Cuanto más isótropa es una determinada composición de un material compuesto, menos sensible es a la dirección de las cargas.

Las uniones solicitadas a compresión no son sensibles a los cambios de geometría, y son generalmente más resistentes que las uniones solicitadas a tracción.

INFLUENCIA DE PARAMETROS: TIPO DE CARGA

La resistencia de la unión se muestra insensible a cambios de la carga dentro del rango normal con respecto al ensayo estático. Aunque se dispone de muy poca información sobre impacto y carga de fluencia, es probable que en ambos casos la resistencia sea menor que para la carga estática.

La limitada información disponible sobre fatiga sugiere que se pueden alcanzar vidas de varios millones de ciclos para cargas del orden del 70 por ciento de la estática última, para uniones cargadas a cortadura doble. La carga a cortadura simple genera una reducción drástica en la resistencia a fatiga.

INFLUENCIA DE PARÁMETROS: TIPO DE FIBRA Y RESINA

El tipo de fibra, resina, ángulo de orientación de la lámina y secuencia de apilamiento juegan claramente un papel importante en la determinación de la resistencia del laminado. La resina tiene más importancia relativa conforme aumenta la proporción de fibras a ±45 grados.

En uniones por adhesivo calculadas correctamente, la elección del tipo de fibra, resina, ángulo de orientación de la lámina y secuencia de apilamiento son fundamentales ya que el adhesivo es más resistente que el laminado y la rotura se produce en el interior de éste último.

En la figura 2.1.137, se representa la distribución de tensiones de cortadura en el adhesivo en los casos de adhesivo rígido y flexible.

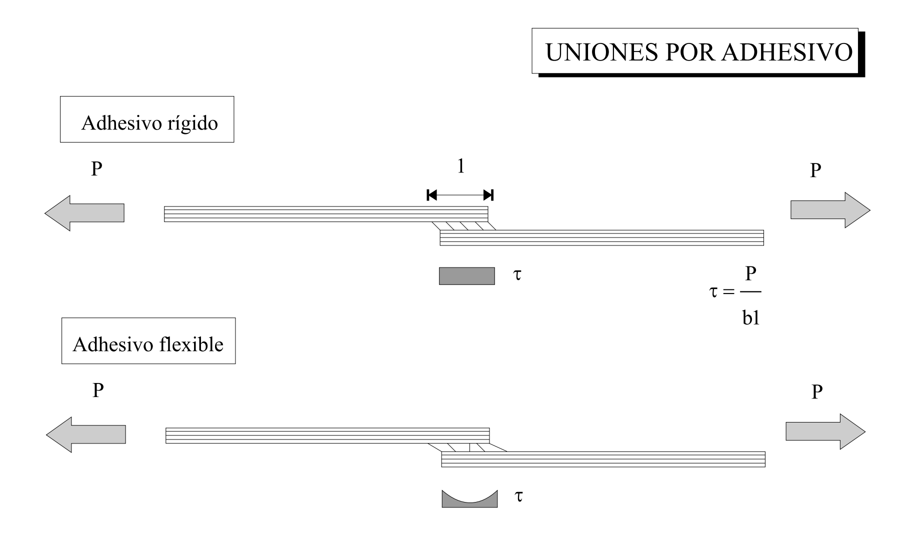


Figura 2.1.137 Diagrama de tensiones de cortadura para adhesivos rígidos y flexibles

2.1.10.2.1 Tipo de adhesivo

La mayoría de los adhesivos estructurales están basados en epoxi debido a las elevadas propiedades mecánicas que proporciona para la mayoría de sustratos, preparados adecuadamente. Este tipo de adhesivos posee un bajo nivel de acortamiento durante el curado, presenta tensiones residuales bajas y dado que emite pequeñas cantidades de volatiles durante el proceso de curado, requieren solamente bajas presiones.

Además, poseen también elevadas propiedades de rigidez y resistencia, junto con otros valores deseables. Sin embargo, son demasiado frágiles para ser utilizados sin más en aplicaciones estructurales. Por ello, diversas aplicaciones son empleadas de cara a conseguir un material más tenaz, incluyendo la formación de una solución sólida con un polímero más dúctil, precipitación de una segunda fase elastomérica, o el desarrollo de una red de polímero interpenetrante.

La aproximación más explotada para conseguir una resina epoxi más tenaz, consiste en la formación de una segunda fase elastomérica finamente distribuida. Hay dos formas de lograr esta microestructura. La principal consiste en la adición de un elastómero en la base de resina sin reaccionar. Es importante que el elastómero reaccione con la matriz de resina por copolimerización y que después precipite por separación de fase para formar una segunda fase dispersa, sin dejar cantidades excesivas de elastómero disuelto en la matriz, las cuales podrían ocasionar una inaceptable reducción de *Tg* (Temperatura de transición vítrea).

Otra aproximación consiste en añadir el elastómero como un polvo muy fino para formar una dispersión. Sin embargo, esto es generalmente utilizado en conjunción a la aproximación por precipitación para incrementar la cantidad total de fase dispersa.

Un número de procesos ocurren durante la dotación de tenacidad por modificación del elastómero. Primeramente, se conoce que la tensión hidrostática en el borde la grieta es liberada por dilatación y fractura de las partículas del elastómero, permitiendo un incremento de la ductilidad en el borde de la grieta. Por otro lado, las concentraciones de tensión locales asociadas con las partículas elastoméricas incrementan la resistencia a cortante de la resina epoxi alrededor del vértice de la grieta. Además, algunas partículas de goma actúan como puentes en la grieta creciente, incrementando la energía de fractura por medio del trabajo requerido para alargarlas y romperlas.

Formas de Adhesivo. Los adhesivos estructurales están disponibles en dos formas principales: pasta y película.

Los adhesivos en pasta comprenden dos componentes, resina y endurecedor, los cuales son mezclados justo antes de ser usados. De este modo, estos adhesivos poseen la ventaja de poder ser curados a temperatura ambiente, y en la mayoría de los sistemas, sin limitaciones de vida antes del mezclado.

Los adhesivos en pasta pueden ser también monocomponentes. En este caso, el agente de curado es premezclado con el adhesivo. Sólo los adhesivos de curado a elevadas temperaturas pueden ser almacenados de este modo, requiriéndose una buena refrigerción para proporcionar una vida de almacenaje prolongada.

Los adhesivos en película están generalmente formados como recubrimiento de un tejido fino o un mat aleatorio con el sistema de resina adhesiva, el cual es posteriormente parcialmente curado para incrementar la viscosidad. Las fibras generalmente usadas son polímeros, tales como poliester o nylon; sin embargo, las fibras de vidrio son también usadas, principalmente con adhesivos de altas temperaturas.

La gran viscosidad de la resina se utiliza para prevenir el flujo de la misma por el carro durante el almacenaje y en los primeros pasos en los que el film es localizado sobre la superficie adherente.

El almacenaje en adhesivos estructurales de película sirve a diversos propositos, incluyendo el logro de resistencia mecánica en el sistema sin curar para ser manejado manualmente, el control de flujo y por tanto la prevención de formación de capas especialmente delgadas de adhesivo durante la construcción de la unión y proporcionar una capa aislante en el instante de liberación de la resina. Esto es importante cuando adhesivos gr/ep son pegados entre metales y grafito/epoxi, tales como aluminio, dado que el contacto eléctrico podría acarrear una severa corrosión galvánica.

Las películas de adhesivo son ampliamente explotadas en el pegado de estructuras aeronaúticas. Generalmente, proporcionan un resistencia muy superior que la correspondiente a adhesivos de pasta. Otras ventajas se refieren a su facilidad para ser localizados en una superficie adherente, de modo que se evita la necesidad de un pesado y mezclado exacto, la minimización de aire atrapado y materiales volátiles y la capacidad para soportar los adherentes en posición mientras cura.

Las desventajas de los adhesivos de película incluyen la necesidad de presiones relativamente altas para asegurar el flujo de adhesivo, altas temperaturas de curado, y baja temperatura de almacenaje. Las temperaturas de curado se sitúan entre 120º C a 180º C, y las presiones varian de 100 a 700 KPa. Tambien sufren las desventajas de un alto coste y disponibilidad limitada.

Factores en la selección de adhesivos. La mayoría de los adhesivos son capaces de unir todos los sustratos de interés, proporcionándoles un adecuado tratamiento superficial antes de ser pegados. Sin embargo, si solamente son posibles tratamientos muy simples, por razones económicas u otras, tales como en reparaciones, algunos tipos de adhesivos pueden ser preferidos. Este puede ser el caso en el que materiales contaminantes en la superficie a adherir no puedan ser extraidos.

En casos poco probables, la pérdida de compatibilidad del adhesivo estructural con el adherente puede causar problemas. Por ejemplo, el solvente en el adhesivo puede atacar materiales poliméricos, particularmente termoplásticos también, ácidos o productos básicos del adhesivo, pueden corroer algunos metales, con desastrosas consecuencias para la resistencia de la unión adhesiva.

El problema de las tensiones residuales aparece cuando los adherentes con diferentes coeficientes de expansión térmica se unen con una temperatura elevada de curado del adhesivo. Este problema es especialmente importante cuando se unen metales, tales como aluminio a materiales compuestos, como fibra de vidrio con epoxi. Las tensiones residuales pueden ser minimizadas por medio de la elección de adhesivos que poseen una temperatura de curado lo más baja posible, una elevada ductilidad y bajo módulo de cortadura.

La resistencia del adhesivo al ataque o degradación en el entorno de operación, posee una importancia primordial en su elección. Este requerimiento también se aplica a la frontera adhesivo/adherente. La humedad es el principal agente responsable de la degradación de esta frontera, otros agentes como los solventes orgánicos y los fluidos hidraúlicos pueden atacar al adhesivo en sí mismo.

Altas temperaturas, por encima de 100ºC, en adición con bajas propiedades mecánicas, pueden causar degradación del adhesivo debido a la oxidación u otras reacciones químicas no deseadas. Además la mayoría de los adhesivos muestran una marcada pérdida de tenacidad a bajas temperaturas, particularmente, para temperaturas por debajo de -40ºC, las cuales se dan en estructuras aeronáuticas. La resina epoxi modificada en forma de adhesivo de película, posee una buena resistencia a la pérdida de tenacidad a baja temperatura.

Los adhesivos de película serán escogidos para la fabricación de componentes estructurales para aplicaciones aeroespaciales, donde no existan limitaciones de almacenaje, se disponga de adecuadas instalaciones de utillaje y se puedan proporcionar los tratamientos superficiales requeridos, pudiéndose alcanzar elevadas temperaturas y presiones. En estos casos, las variables de interes son las óptimas propiedades mecánicas y la durabilidad, además de contar con un buen manejo del adhesivo antes de ser localizado.

Los aspectos económicos incluyen el coste de los materiales, contando los adhesivos y su coste de almacenamiento, la necesidad de utilizar caros tratamientos superficiales, el requerimiento de conseguir calor y temperatura en el proceso de curado, y el coste de utillaje, como autoclaves. Otras consideraciones incluirían el tiempo de procesado y el tiempo en horas por operario empleadas.

Propiedades tensión-deformación del adhesivo. Los adhesivos de película basados en resina epoxi con elevada tenacidad son generalmente utilizados para constituir uniones estructurales en aplicaciones

aeronáuticas, pero los adhesivos de pasta son también usados para algunas aplicaciones, particularmente reparaciones. Dos adhesivos de película, FM73 y FM300 (Cytec Engineered Materials Inc) se usan aqui como ejemplos de adhesivos típicos utilizados en uniones compuesto-compuesto y compuesto-metal. Los cuales curan a 120 y180ºC respectivamente.

Los adhesivos para aplicaciones aeroespaciales son calificados por medio de ensayos estándar, descritos en la norma ASTM, y el resultado de estos ensayos es proporcionado por las hojas de datos del fabricante. El principal test de ensayo descrito en estos datos es el de unión a simple solape, con adherentes de aleación de aluminio. Los especímenes son expuestos a un amplio rango de condiciones ambientales y ensayados en un rango de temperaturas. Sin embargo, la unión a simple solape debe ser combinada con ensayos de pelado/cortante, debido a la flexión secundaria introducida por la excentricidad de la carga, de modo que no se logra una curva de tensión-deformación a cortadura normal, pero si unas propiedades comparativas muy valiosas, incluyendo información sobre durabilidad ambiental.

Por tanto, para proporcionar unos datos valiosos en términos de comportamiento tensión-defomación a cortadura del adhesivo, se realizan ensayos basados en modelos de uniones que producen nominalmente tensión de cortadura pura en la capa de adhesivo. Generalmente, existe una variación significativa entre resultados correspondientes a los diversos ensayos e incluso entre ensayos similares, realizados por diferentes laboratorios. Esta variabilidad puede ser debida a diferentes razones:

1. Sensibilidad de las propiedades a la velocidad de deformación.
2. Los ensayos difieren en la uniformidad de tensión en la capa de adhesivo.
3. Diferentes modos de fallo.
4. Las tensiones residuales debidas a expansión térmica difieren en los especímenes de ensayo.

El test más usado es el de adherente grueso con solape simple corto, debido a su simplicidad. La siguiente figura muestra un esquema de este ensayo junto a la curva de comportamiento del adhesivo FM73 a dos temperaturas.

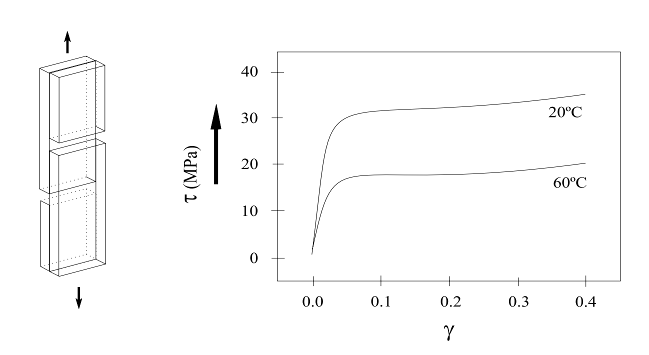


Figura 2.1.138 Especimen de solape simple corto y curvas tensión-deformación de cortadura del adhesivo FM73 a dos temperaturas

Una aproximación alternativa es la estimación del comportamiento tensión-deformación de cortadura a partir de ensayos tensión deformación en adhesivos macizos. De hecho se ha encontrado una excelente

correlación entre adhesivos macizos y en uniones, al menos en el rango elástico e incluso en el plástico. Sin embargo, los ensayos en uniones son el método más fiable de obtención de las propiedades del adhesivo, dado que ciertas variables, como la orientación de las fibras y la distribución de humedad no son fácilmente reproducibles en el adhesivo macizo. La influencia de la temperatura y de la variación de la velocidad de carga son también difíciles de reproducir.

Muchos fabricantes de adhesivos aeroespaciales incluyen el comportamiento tensión deformación del adhesivo utilizando el especimen de solape simple corto en sus hojas de especificaciones. La siguiente tabla proporciona algunas de las propiedades de los adhesivos FM73 y FM300.

Tabla 2.1.45 Propiedades mecánicas basadas en la curva tensión-deformación de cortadura para los adhesivos FM73 y FM300

		G_A (GPa)		τ_P (MPa)		γ_P	
Adhesivo	**Temperatura de exposición (ºC)**	**Seco**	**Húmedo**	**Seco**	**Húmedo**	**Seco**	**Húmedo**
FM73	-55	0.9	0.8	50	56	0.5	0.3
	24	0.8	0.7	32	29	0.9	1.0
	60	0.5	0.4	18	-	1.4	1.4
	82	0.3	-	11	-	1.6	1.6
FM300	-55	-	-	-	-	-	-
	24	0.9	-	42	-	0.9	-
	104	0.5	0.2	21	13	1.3	1.2

Sin embargo, se debe tener en cuenta que estas curvas tensión deformación no son tan significativas como en metales, puesto que existen diversas complicaciones, principalmente asociadas con el comportamiento dependiente del tiempo. La figura 2.1.138 obtenida por Chalkley y Chiu para el adhesivo FM73 muestra el efecto de la relajación de tensiones para un mismo desplazamiento.

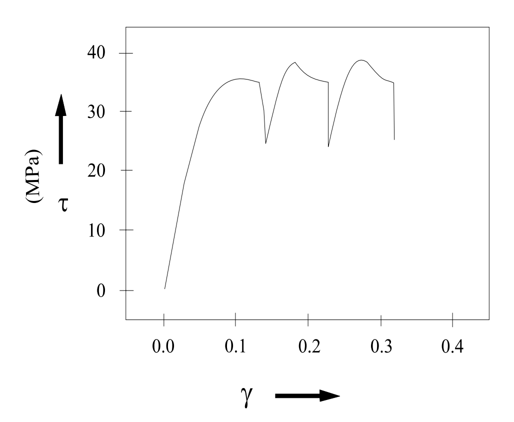


Figura 2.1.139 Relajación de tensión deformación a cortadura medida usando el ensayo de solape simple corto

La curva tensión deformación de cortante para ser útil en el diseño y análisis de uniones prácticas, debe permitir la formulación de criterios de fallo simples y consistentes. Dos criterios de fallo intuitivos para el comportamiento elastoplástico del adhesivo, basados en el comportamiento tensión-deformación a cortante son la máxima deformación a cortante y la densidad de energía de deformación a cortadura o el área bajo la curva tensión deformación hasta el fallo.

El criterio de fallo idealmente debería ser invariable con el espesor de adhesivo. Además, las aproximaciones de diseño basadas en estos criterios deberían ser capaces de determinar las tensiones residuales y defectos en la frontera ante una carga representativa de la unión.

Una aproximación enteramente diferente al diseño de uniones está basada en mecanismos de fractura, los cuales asumen la presencia de defectos preexistentes.

Energía de fractura en adhesivos y materiales compuestos. El fallo a partir de grietas preexistentes puede ser clasificado en tres modos básicos, en relación con la naturaleza del desplazamiento de la cara de la grieta: Modo I, abertura, Modo II, cortadura en el plano, y Modo III, cortadura torsional. El fallo por una combinación de estos modos es también posible. Generalmente, para uniones adhesivas, el Modo I o pelado es el más frecuente debido a que este es el modo en el cual adhesivo y compuesto son más débiles.

Como puede ser esperado, el comportamiento a fractura de un polímero como adhesivo puede diferir sustancialmente del correspondiente al material macizo, principalmente debido a la restricción impuesta en el adhesivo por los adherentes. Además, la grieta es restringida a ser propagada en la frontera de los adherentes. Por tanto, donde en el material macizo bajo situaciones de carga complejas, la carga se orienta por sí misma, en la capa de adhesivo no es posible, por lo que la propagación es forzada a ocurrir bajo condiciones mixtas.

Existen varias posibilidades de fallo de adhesivos en materiales compuestos.

- En la capa de adhesivo.
- En el interface adhesivo/adherente
- En la capa de resina cercana a la superficie de material compuesto.
- En los adherentes.

El fallo dentro del adhesivo, llamado fallo cohesivo, normalmente representa el máximo nivel de resistencia a la fractura. El fallo en el interface entre adhesivo y adherente es llamado fallo adhesivo y representa un modo de fallo no óptimo, a menudo resultante de una preparación inadecuada de la superficie previamente a ser pegada.

Los estudios han conducido al análisis del comportamiento en la fractura de los adhesivos por tres motivos: 1- para generar una comparativa válida que ayude en la selección de los mismos. 2- para proveer información y datos que ayuden en el desarrollo de adhesivos mejorados. 3- para proporcionar datos que sean usados en el diseño de uniones adhesivas.

Muy brevemente, la aproximación energética de la fractura está basada en dos parámetros:

1. Una componente mecánica, el ratio de energía de deformación elástica G en el especimen, debido a la extensión de la longitud de grieta por unidad de área. El cual depende solamente de la geometría y la rigidez del especimen. ($G = G_I$, G_{II}, G_{III} o su suma, dependiendo del modo de propagación de grieta)

2. Un componente material, la energía de fractura *R* absorbida por la extensión de la grieta por unidad de área (también llamada tenacidad). Este es el parámetro de material medido y proporcionado por el valor crítico de *G* para el cual la grieta crece espontáneamente, ($R=G_I$ para Modo I). Dado que *R* está relacionado con la extensión de la deformación plástica que puede desarrollar el vértice de la grieta, puede ser más fuerte en función del espesor del adhesivo.

Diversos ensayos fueron diseñados para obtener un crecimiento estable de grieta y medir la energía de fractura en materiales compuestos en Modo I, II o mixto. Estos ensayos son también utilizados para medir la energía de fractura en uniones de materiales compuestos.

La energía de fractura interlaminar del material compuesto es un orden de magnitud más baja que la de un adhesivo estructural de película. Por ejemplo, G_{IC} para un compuesto vidrio/epoxi se encuentra alrededor de 150 J/m^2, mientras que para adhesivos FM73 y FM300 es 3 y 1,3 KJ/m^2 respectivamente. Por lo tanto, si una grieta se traslada desde la capa de adhesivo al material compuesto o si la grieta ya existe en el compuesto, el fallo de la superficie de una capa del material compuesto será el común de los fallos bajo la mayoría de las condiciones de carga. Alternativamente, si una capa de matriz de resina permanece en la superficie del material compuesto despues del tratamiento superficial, ésta puede ser la dirección preferente de fallo.

Estimación de la resistencia de la unión en base a la Energía de Fractura. Dado que para la aproximación de diseño basada en el comportamiento tensión deformación de cortadura, para utilizar la aproximación de mecanismos de fractura se debe tener en cuenta para el adhesivo su espesor y tensión residual, en uniones diseñadas para minimizar las tensiones de pelado, es principalmente interesante, el comportamiento en Modo II. El uso de G_{IIC} como criterio de fallo es por tanto una aproximación alternativa a la capacidad de deformación explicada previamente. Generalmente, la aproximación de mecanismos de fractura consiste en asumir la presencia de delaminación o discontinuidad, justo por debajo del tamaño que pudiera ser encontrado por una inspección no destructiva, es decir, alrededor de 1 mm.

La aproximación de mecanismos de fractura es más útil en el diseño de uniones con presencia significativa Modo I. En este caso, el material compuesto será el componente más vulnerable de la unión, por lo que la resistencia puede estar determinada por su G_{IC} o por una combinación en modo mixto.

Para una unión a doble solape, en base a una simple aproximación de la resistencia de los materiales e ignorando los efectos de pelado, la resistencia y los mecanismos de fractura para predecir la resistencia de la unión se funda en unas conclusiones idénticas si G_{IIC} es tomado igual a $t_A\tau_p(\gamma_e/2 + \gamma_p)$. Por tanto para un doble solape largo, G_{IIC} es independiente del tamaño de grieta.

Por ejemplo, usando las propiedades mostradas en la tabla 2.1.36, para un adhesivo FM73 a temperatura ambiente con un espesor de adhesivo de 0.2 mm, proporciona un valor de G_{IIC} sobre 5kJ/m^2.

G_{IIC} es linealmente dependiente del espesor de adhesivo. Sin embargo, debido a restricciones, se encuentra experimentalmente que G_{IC} es generalmente una función no lineal del espesor de adhesivo.

2.1.10.2.2 Modelos de uniones por adhesivo

1. Modelo de solape simple

La figura 2.1.140 muestra un modelo de análisis de transferencia de carga en una unión adhesiva con solape simple para un modelo con comportamiento elástico del adhesivo en el que el adherente inferior es

de composite y el superior metálico. La longitud de solape se asume que es semi-infinita, por lo que es mucho más extensa que la longitud de transferencia de carga basada en el exponente de deformación a cortadura elástico β que se explicara más adelante. En este modelo se asume también que el fallo ocurre cuando la tensión de cortadura alcanza la tensión de cortadura plástica $\tau_{max} = \tau_p$.

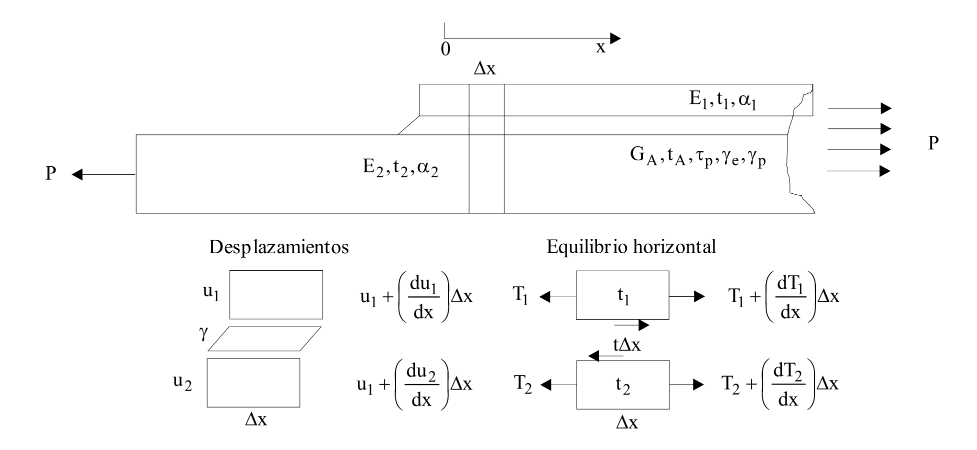


Figura 2.1.140 Modelo de análisis de solape simple

Las distribuciones de deformaciones y tensiones de cortadura están dadas por las siguientes ecuaciones:

$$\tau = \tau_p e^{-\beta \cdot x}$$

$$\gamma = \gamma_p e^{-\beta \cdot x} \qquad \text{(Ec 2.1.380)}$$

donde

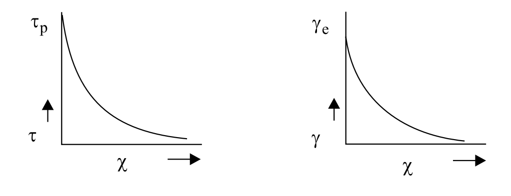
$$\beta^2 = \frac{G_A}{t_A} \cdot \left(\frac{1}{E_1 t_1} + \frac{1}{E_2 t_2} \right) \qquad \text{(Ec 2.1.381)}$$

Siendo: G_A el módulo de cortadura del adhesivo.
E_1 E_2 Módulos elásticos de los los adherentes superior e inferior
t_1 y t_2 los espesores de los adherentes y t_A el espesor del adhesivo.

Al tratarse de un compuesto de matriz polimérica G_A/t_A debe ser sustituida por su valor efectivo.

$$\left(\frac{t_A}{G_A} \right)_{eff} = \frac{t_A}{G_A} + \frac{t_2}{G_2} + \frac{3t_1}{8G_1} \qquad \text{(Ec 2.1.382)}$$

En la figura 2.1.141 se muestra la distribución de la deformación y la tensión de cortadura así como la función de transferencia de carga frente a la longitud de adhesivo. La longitud a partir de la cual se produce la máxima transferencia de carga es $L_{min}=3/\beta$.



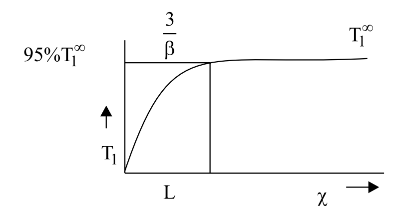


Figura 2.1.141 Resultados del análisis de solape simple con comportamiento elástico del adhesivo

La máxima carga que puede transferirse desde el adherente inferior al superior antes de superar el límite elástico del adhesivo viene dada por la siguiente ecuación.

$$T_{1max}^{\infty} = \tau_p \int_0^{\infty} e^{-\beta \cdot x} dx = \frac{\tau_p}{\beta} \qquad \text{(Ec 2.1.383)}$$

La máxima carga por unidad de anchura que puede ser aplicada al adherente inferior sin alcanzar el límite elástico del adhesivo en ausencia de tensiones residuales es:

$$P_{max} = \frac{\tau_p}{\beta}\left(1 + \frac{E_2 t_2}{E_1 t_1}\right) \qquad \text{(Ec. 2.1.384)}$$

Existen también modelos de solape simple que tienen en cuenta el comportamiento elástico / plástico del adhesivo. En este caso se asume que la deformación del adhesivo comprende la deformación elástica y la plástica.

$$\gamma = \gamma_e + \gamma_p \qquad \text{(Ec 2.1.385)}$$

En la figura 2.1.142 se muestra la distribución de deformaciones y tensiones en la unión adhesiva asumiendo el modelo elástico / plástico del adhesivo.

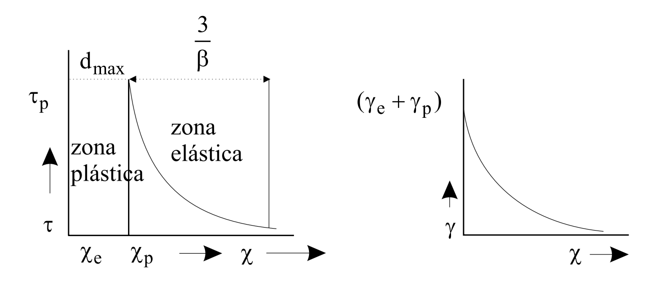


Figura 2.1.142 Distribución de deformaciones y tensiones con modelo elástico-plástico.

La máxima capacidad de transferencia de carga y la longitud de la zona plástica al fallo del adhesivo vienen dadas por las ecuaciones:

$$T_{1max}^{\infty} = \tau_p \int_{xe}^{d} dx_p + \tau_p \int_{xp}^{\infty} e^{-\beta \cdot xe} dx_e = \tau_p d_{max} + \frac{\tau_p}{\beta} \qquad \text{(Ec 2.1.386)}$$

$$d_{max} = \frac{1}{\beta}\left\{\left[1 + 2 \cdot \left(\frac{\gamma_p}{\gamma_e}\right)\right]^{1/2} - 1\right\} \qquad \text{(Ec 2.1.387)}$$

A partir de estas ecuaciones se obtiene que la máxima carga que se puede aplicar por unidad de anchura en el adherente inferior sin el fallo del adhesivo es:

$$P_{max} = \left\{\left[2t_A E_2 t_2 \left(\frac{1 + E_2 t_2}{E_1 t_1}\right)\right] \cdot \left[\tau_p \left(\frac{\gamma_e}{2} + \gamma_p\right)\right]\right\}^{1/2} \qquad \text{(Ec 2.1.388)}$$

La longitud mínima requerida para transferir la máxima capacidad de carga es

$$L_{min} = d + 3/\beta \qquad \text{(Ec 2.1.389)}$$

2. Modelo de solape doble

En la figura 2.1.143 se muestra esquemáticamente una unión adherente simple de doble solape. En este esquema los adherentes tienen la misma rigidez, módulo y espesor (*E* y *t*). En la izquierda de la figura donde termina el adherente exterior, la distribución de carga es idéntica a la mostrada en la unión de la figura 2.1.140. Mientras que en la derecha, donde el adherente interior termina, la carga remanente del este adherente se transfiere al adherente exterior.

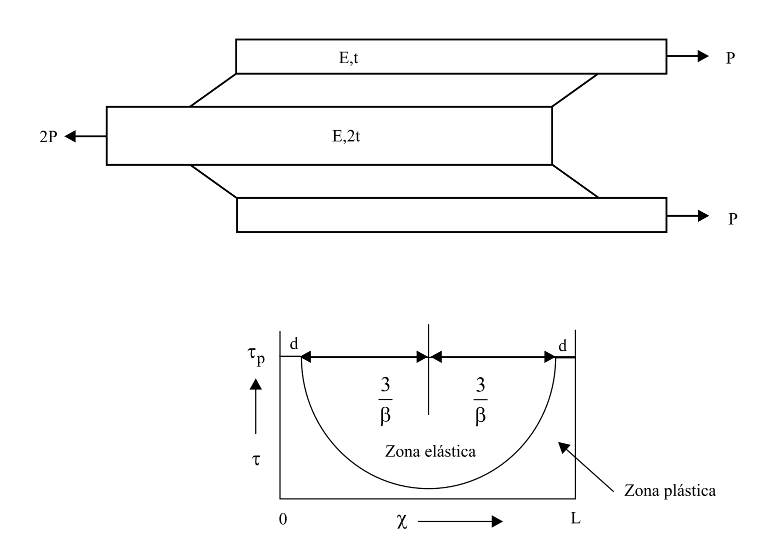


Figura 2.1.143 Unión adhesiva de doble solape suponiendo comportamiento elástico-plástico

Para minimizar el peso en la unión se debe usar la mínima longitud de solape permisible con $P<P_{max}$.

$$L_{min} = 2d + 6/\beta$$ Longitud de transferencia mínima (Ec 2.1.390)

$$T_{1max} = 2\tau_p d + 2\tau_p/\beta = P$$ Transferencia de carga máxima (Ec 2.1.391)

de donde

$$d = P/2\tau_p - 1/\beta \qquad \text{(Ec 2.1.392)}$$

Para el adherente exterior el fallo se produce cuando la carga alcanza la carga correspondiente a la tensión de rotura $P=P_u=\sigma_{1u}t$. Sustituyendo en la ecuación anterior obtenemos la expresión final para la longitud mínima de solape.

$$L_{min} = \sigma_{1u}t/\tau_p + 4/\beta \qquad \text{(Ec 2.1.393)}$$

Alternativamente en composites es usual adoptar como criterio conservador de fallo un nivel de deformación último e_u de 4000 microdeformaciones.

$$P_u = Ee_u t \qquad \text{(Ec 2.1.394)}$$

$$L_{min} = \frac{Ee_u t}{\tau_p} + \frac{4}{\beta} \qquad \text{(Ec 2.1.395)}$$

Teniendo en cuenta que $E_1=E_2$ y que el espesor total del adherente exterior es igual al espesor del adherente interior *2t*, la ecuación del exponente de deformación a cortadura elástico ecuación 2.1.381 queda:

$$\beta = \sqrt{\frac{2G_A}{t_A Et}} \qquad \text{(Ec 2.1.396)}$$

Longitudes de solape altas son deseables en la medida que suministran altos niveles de tolerancia al daño debido a burbujas y otras imperfecciones. Conforme decrece la longitud de solape por debajo de la mínima L_{min} la tensión de cortadura mínima, t_{min} crece hasta que llega a ser uniforme pudiendo alcanzar el máximo nivel en t_p cuando la totalidad de la capa del adhesivo tiene comportamiento plástico. Esto tiene como consecuencia una perdida de tolerancia al daño de la unión adhesiva.

Si adoptaramos un material compuesto en el adherente exterior y metal en el interior existiría un desequilibrio en rigidez. La máxima capacidad de carga en la zona derecha e izquierda de la unión de doble solape viene dada entonces por las expresiones:

$$P_{max} = \left\{ \left[2t_A E_1 t_1 \left(1 + E_1 t_1 / E_2 t_2\right)\right] \cdot \left[\tau_p \left(\gamma_e / 2 + \gamma_p\right)\right] \right\}^{\frac{1}{2}} \qquad \text{(Ec 2.1.397)}$$

$$P_{max} = \left\{ \left[2t_A E_2 t_2 \left(1 + E_2 t_2 / E_1 t_1\right)\right] \cdot \left[\tau_p \left(\gamma_e / 2 + \gamma_p\right)\right] \right\}^{\frac{1}{2}} \qquad \text{(Ec 2.1.398)}$$

La resistencia vendrá dada por el menor de estos dos valores.

Para una unión de rigidez equilibrada se cumple que $E_1t_1=E_2t_2=Et$ con lo que

$$P_{max}^{eq} = 2\left[t_A Et \tau_p \left(\gamma_e / 2 + \gamma_p\right)\right]^{\frac{1}{2}} \qquad \text{(Ec 2.1.399)}$$

Para una unión desequilibrada definiendo como S la menor de las expresiones E_1t_1/E_2t_2 y E_2t_2/E_1t_1 la capacidad de carga máxima queda como:

$$P_{max}^{deseq} = \left\{ \left[2t_A SEt \left(1 + S\right)\right] \cdot \left[\tau_p \left(\gamma_e / 2 + \gamma_p\right)\right] \right\}^{\frac{1}{2}} \qquad \text{(Ec 2.1.400)}$$

La relación entre las ecuaciones Ec 2.1.399 y Ec 2.1.400 dada por la Ec 2.1.401 debe ser siempre menor que la unidad ya que la unión desequilibrada es siempre más débil que la unión equilibrada.

$$\frac{P_{max}^{deseq}}{P_{max}^{eq}} = \frac{\left[2S\left(1 + S\right)\right]^{\frac{1}{2}}}{2} \qquad \text{(Ec 2.1.401)}$$

La figura 2.1.144 muestra un esquema de como determinar la tensión de pelado. El origen de esta tensión está en la tensión de cortadura horizontal resultante de la transferencia de carga a lo largo de la línea de unión y sus terminaciones. Al no existir tensiones de cortadura verticales complementarias, la tensión de cortadura horizontal desequilibrada produce un momento de flexión que actúa sobre el adherente exterior alejándolo del adherente interior. Como reacción se producen tensiones de pelado en el adhesivo.

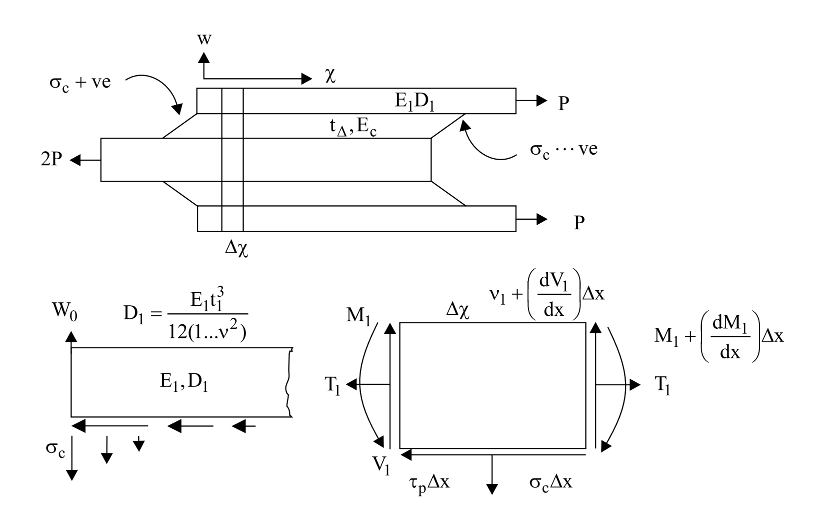


Figura 2.1.144 Modelo de análisis de tensiones de pelado

A partir del modelo de la figura anterior un detallado análisis nos llevaría a la siguiente expresión para la tensión de pelado.

$$\sigma_c = \tau_p \left(\frac{3E_c^{'} t_1}{E_1 t_A} \right)^{\frac{1}{4}} \qquad \text{(Ec 2.1.402)}$$

siendo E'_c la rigidez transversal efectiva de la unión incluyendo el adhesivo y los adherentes.

De la ecuación anterior se concluye que la tensión de pelado crece con el espesor del adherente exterior y decrece con su módulo y con el espesor de adhesivo. Usando composite en lugar de metal para el adherente exterior se reduce la rigidez transversal efectiva y por lo tanto la tensión de pelado.

En la figura 2.1.145 se muestran algunos métodos para aliviar la tensión de pelado en las uniones de doble solape.

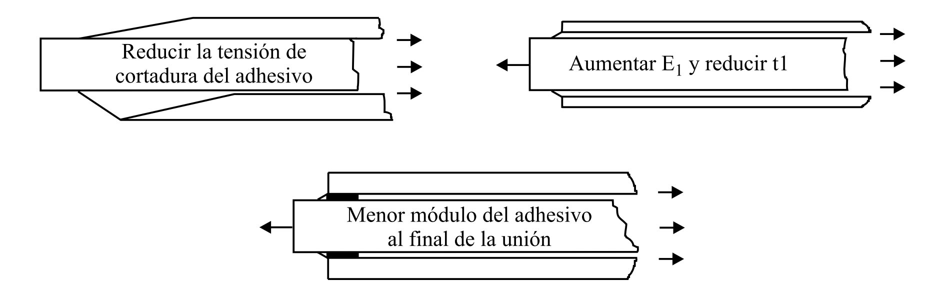


Figura 2.1.145 Algunos métodos de alivio de tensión de pelado

La presencia de pegamento sobrante al final de los adherentes puede disminuir la tensión de pelado. Los adherentes metálicos tienen la resistencia de pelado muy alta por lo que el fallo por pelado suele ocurrir en la capa de adhesivo. Sin embargo, la resistencia de pelado es menor en materiales compuestos que en algunos adhesivos estructurales por lo que el fallo por pelado puede ocurrir en las capas más próximas al adhesivo.

3. Modelo de unión escalonada.

En la figura 2.1.146 se muestra un modelo de solape escalonado. Como en el solape simple, la distribución de tensiones de cortadura no es uniforme y tiene sus valores máximos al final de cada escalón. La ventaja de este método es que con un correcto diseño el solape escalonado puede llegar a unir correctamente adherentes de cualquier espesor. Este tipo de unión suele ser práctica habitual en la unión de composite con adherentes metálicos como la aleación de titanio que tiene bajo coeficiente térmico de expansión y es poco propenso a la corrosión galvánica.

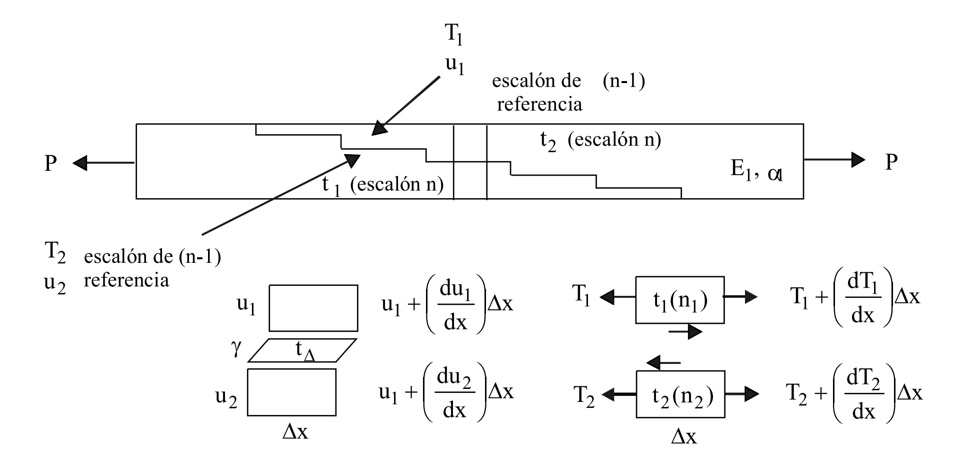


Figura 2.1.146 Modelo de solape escalonado

La capacidad de transferencia de carga de una unión escalonada no crece de forma indefinida con la longitud de solape de cada escalón. Incluso para eliminar sobrecargas al final de cada escalón es necesario reducir la longitud de solape en algunas ocasiones por lo que para incrementar la capacidad de carga es necesario aumentar el número de escalones. Las tensiones de pelado no suelen plantear apenas problemas en este tipo de uniones.

Las uniones de solape escalonado son muy utilizadas en aviones en los que la piel de las alas de material compuesto se une a partes del fuselaje fabricadas en aleación de titanio. Una vez ensambladas y pegadas las piezas mediante la unión escalonada se introduce todo el conjunto en bolsa de vacío y se cura en un autoclave. En este proceso es muy importante la correcta colocación de las capas de composite ya que si no se pueden generar tensiones transversales que pueden llegar a provocar iniciación y propagación de delaminación.

4. Modelo de unión por ensamblaje

Las uniones por ensamblaje se utilizan especialmente en la reparación de estructuras de material compuesto. En la figura 2.1.147 se muestra un modelo de este tipo de unión para adherentes con rigidez y coeficiente de expansión térmica similares. Además se asume que el adhesivo sufre solamente un comportamiento de tensión-deformación a cortadura de tipo elástico.

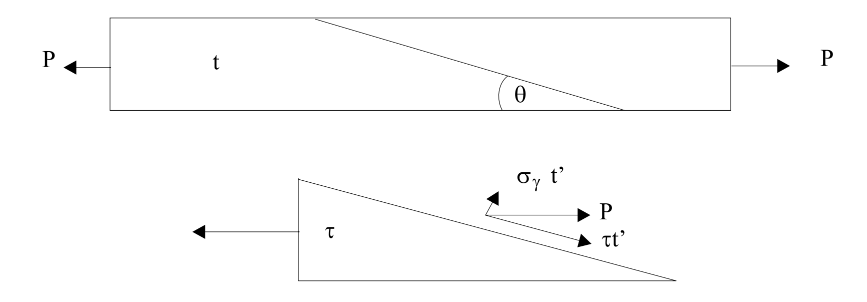


Figura 2.1.147 Modelo de unión por ensamblaje

El análisis predice una tensión de cortadura y una tensión normal uniformes en la capa de adhesivo dada por

$$\tau = P \operatorname{sen} \theta \cos \theta / t \qquad \text{(Ec 2.1.403)}$$

$$\sigma_T = P \operatorname{sen}^2 \theta / t \qquad \text{(Ec 2.1.404)}$$

Por lo que la relación entre ambas variables queda

$$\frac{\sigma_T}{\tau} = \operatorname{tg} \theta = \theta \quad \text{(radianes)} \qquad \text{(Ec 2.1.405)}$$

Para un ángulo de 5º , esta relación ya es menor que 0.1 por lo que se puede asumir que las tensiones normales son despreciables. En el fallo del adherente, antes de que el adhesivo plastifique, tenemos que

$$P_{max} = \sigma_u t \le \frac{\tau_p t \cos \theta}{\operatorname{sen} \theta} \quad \Rightarrow \quad \theta < \frac{\tau_p}{\sigma_u} \qquad \text{(Ec 2.1.406)}$$

En aplicaciones de reparación típicas se requiere un ángulo de unos 3º.

En este tipo de uniones ensambladas conforme aumenta el espesor de los adherentes mayor es la superficie de contacto y mayor es la capacidad de transferencia de carga de la unión.

Si los adherentes tienen diferente rigidez y/o coeficiente de expansión térmica, como ocurre en uniones material compuesto-metal, el análisis del modelo de unión es más complejo como se muestra en la figura 2.1.148. En este caso la tensión de cortadura en la unión no es uniforme.

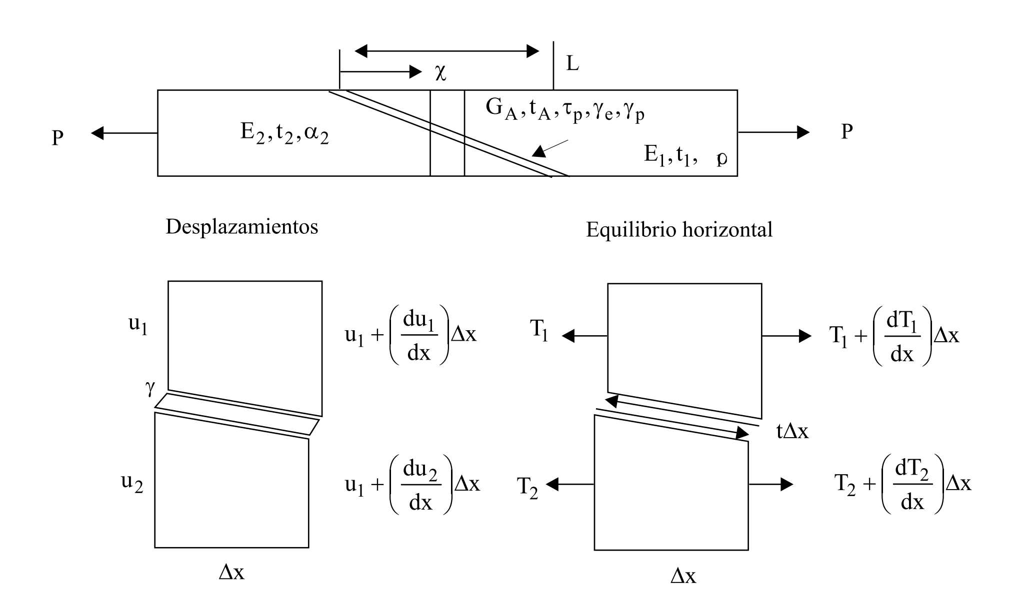


Figura 2.1.148 Modelo de unión por ensamblaje con diferentes propiedades en los adherentes

2.1.11 MÉTODOS AVANZADOS DE CÁLCULO. EL MÉTODO DE LOS ELEMENTOS FINITOS

2.1.11.1 Introducción

Existe una larga lista de técnicas numéricas disponibles para el análisis de una estructura ejecutada con materiales compuestos:

- Métodos analíticos
- Diferencias finitas
- Elementos de contorno
- Elementos finitos

Los métodos analíticos son muy utilizados cuando la geometría de la estructura es muy simple. Es sin duda, el método más eficiente ya que no es necesario llevar a cabo ningún proceso de discretización y permite obtener soluciones exactas. Desafortunadamente, los métodos analíticos no son aplicables cuando la geometría de la estructura es compleja.

La técnica de las diferencias finitas es la precursora del método de los elementos finitos y hoy en día ha quedado en desuso debido a la existencia de potentes programas de elementos finitos comerciales. Sin

embargo, la técnica de las diferencias finitas ha demostrado ser más eficiente que el método de los elementos finitos en problemas específicos como es el caso del borde libre.

El método de los elementos de contorno es muy prometedor, sin embargo la no existencia de programas comerciales hace que su uso quede muy restringido.

Sin ningún género de dudas, el método más utilizado en la práctica es el de los elementos finitos. La técnica de discretización hace que cualquier geometría sea abordable sin restricciones en la aplicación de las cargas y condiciones de contorno. Existen numerosos programas comerciales, que utilizan practicamente las mismas bibliotecas de elementos. Por lo tanto, no es tan importante qué programa utilizar sino qué tipo de elemento finito es el más preciso y eficiente para cada problema.

Es preciso ser muy cuidadoso cuando se utiliza un programa de elementos finitos para el análisis de una estructura con materiales compuestos. Cuando se tiene un borde libre, una unión mecánica o mediante adhesivo, un cambio de espesor o una carga puntual, estamos ante una singularidad que debe ser tratada convenientemente.

Un aspecto de suma importancia a la hora de llevar a cabo un análisis de una estructura de materiales compuestos es la eleccción de un elemento desde el punto de vista de su dimensionalidad. ¿Es suficiente un elemento unidimensional cuando estamos analizando una viga? ¿ Es necesario trabajar con elementos volumétricos cuando estamos estudiando una placa o una determinada estructura bi- o tridimensional? Esta pregunta queda aclarada con el ejemplo que se expone a continuación.

A la hora de realizar un análisis mediante elementos finitos de cualquier tipo de elemento estructural realizado en materiales compuestos es fundamental la elección del tipo de elemento adecuado especialmente en zonas localizadas cerca de concentraciones de tensiones y aquellas en las que las tensiones fuera del plano sean importantes y por lo tanto un análisis con elementos convencionales tipo lámina no sea adecuado.

A continuación se presenta un análisis de los tipos de elementos más habituales en códigos de elementos finitos para su utilización con materiales compuestos. El estudio que se presenta ha sido realizado con el programa ABAQUS/Standard, y corresponde a una ampliación exhaustiva de uno de los ejemplos habitualmente incluidos con la documentación del programa. La intención al presentar este estudio es ofrecer unas líneas guía para el proceso de elección del tipo de elemento al analizar una estructura de materiales compuesto sometido a flexión. Obviamente, en base a estas líneas guía, el analista debería elaborar un estudio previo al problema concreto a analizar; estudio que debería realizarse con el programa concreto que se desee utilizar para el análisis. Como veremos, la utilización de un tipo de elemento inadecuado puede conducirnos a sorpresas inesperadas.

El estudio presentado corresponde a un problema de flexión cilíndrica en una viga corta con un apilamiento 0/90/0. La razón para la elección de este problema es que los resultados pueden ser comparados con la solución analítica obtenida por Pagano. Las dimensiones del modelo aseguran la presencia de importantes tensiones interlaminares, con el objetivo de poder evaluar los resultados con distintos tipos de elemento en un problema en el que se requiera una buena aproximación de las tensiones interlaminares. Es importante tener en cuenta que la delaminación es uno de los problemas más importantes en la aplicación estructural de los materiales compuestos laminados, y por lo tanto en muchos casos es esencial que el análisis mediante elementos finitos permita conocer las tensiones entre las distintas laminas que conforman el laminado global.

2.1.11.2 Descripción del problema

La figura 2.1.149 muestra un esquema de la viga analizada por Pagano. La viga está formada por un laminado 0/90/0, con apoyo simple en ambos extremos. La carga de la viga tiene distribución senoidal como se muestra en la figura. La relación del espesor de la viga respecto de la distancia entre apoyos es de 1:4, lo que asegura la presencia de efectos importantes asociados a los cortantes.

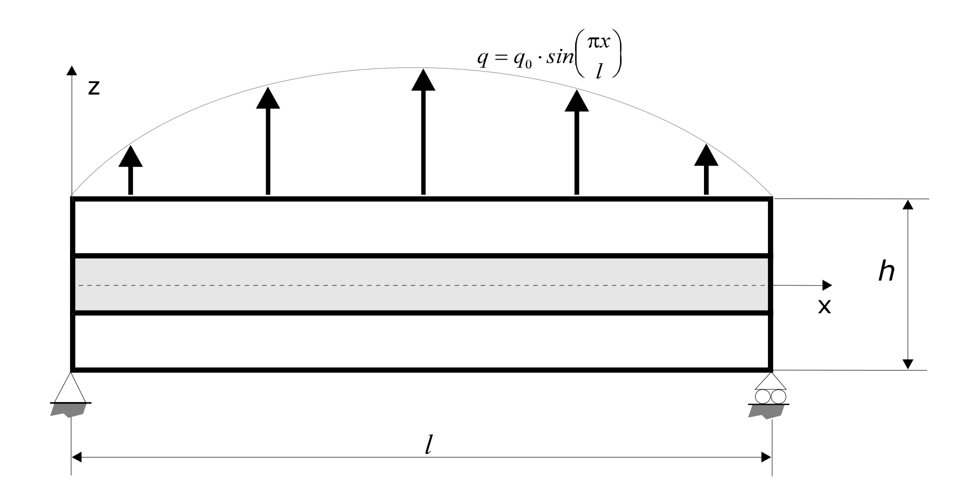


Figura 2.1.149 Esquema del problema de flexión cilíndrica analizado

Las propiedades utilizadas por Pagano se incluyen a continuación. El subindice *L* se refiere a la dirección longitudinal y el *T* a la dirección transversal. Los valores de los modulos elásticos están en psi, respetando los valores presentados por Pagano; en cualquier caso, este hecho no es relevante ya que como veremos después los resultados se presentan siempre normalizados.

E_L = 25 x 10^6 psi G_{TT} = 0.2 x 10^6 psi

E_T = 1 x 10^6 psi n_{LT} = n_{TT} = 0.25

G_{LT} = 0.5 x 10^6 psi

2.1.11.3 Descripción de los modelos analizados

Tres posibilidades han sido consideradas a la hora de crear los modelos.

- Utilización de elementos tipo lámina con definición del apilamiento en las propiedades de la lámina. Se han utilizado tres puntos de integración por cada cambio de orientación.

- Utilización de elementos sólidos laminados. Es decir, se utilizan en el espesor menos elementos que cambios de orientación, por lo que es necesario definir las propiedades del esos sólidos como un apilamientos. Se ha utilizado tres puntos de integración por cada cambio de orientación.

- Utilización de un elemento sólido para modelizar de forma independiente cada material. Entendiendo que existe cambio de material cuando cambia la lámina o la orientación de esta.

Los elementos de ABAQUS que se han considerado para crear los modelos son los siguientes:

Tabla 2.1.46 Tipos de elementos de ABAQUS empleados en los diferentes modelos analizados

Elementos tipo lámina	S4R	Elemento tipo lámina de 4 nodos con doble curvatura, integración reducida con control de modos espúreos y deformaciones de membrana finitas.
	S8R	Elemento tipo lámina gruesa de 8 nodos con doble curvatura e integración reducida
Elementos sólidos	C3D8R	Sólido lineal de 8 nodos con integración reducida y control de modos espúreos
	C3D20R	Sólido cuadrático de 20 nodos con integración reducida.

Los elementos C3D8 y C3D20, sólido lineal de 8 nodos y sólido cuadrático de 20 nodos, ambos con integración completa, no han sido incluidos en el análisis debido a su respuesta excesivamente rígida en problemas de flexión.

La tabla 2.1.47 describe los diferentes modelos que van a utilizarse para analizar el problema de flexión cilíndrica. En las figuras 2.1.150, 2.1.151 y 2.1.152 se muestran alguno esquemas de los mallados correspondientes a éstos.

Tabla 2.1.47 Descripción de los modelos incluidos en el estudio

Caso	Descripción
S_S4R	Elemento S4R con sección laminada
S_S8R	Elemento S8R con sección laminada
SL_8R_1	Elemento C3D8R con sección laminada. Se utiliza un solo elemento para todo el espesor, con secuencia de apilamiento 0/90/0.
SL_20R_1	Elemento C3D20R con sección laminada. Se utiliza un solo elemento para todo el espesor, con secuencia de apilamiento 0/90/0.
SL_8R_2	Elemento C3D8R con sección laminada. Se utilizan dos elementos para el espesor, de modo que uno tiene secuencia de apilamiento 0/90 y el otro 90/0; el espesor de la lámina a 90º es la mitad del espesor de la capa a 0º.
SL_20R_2	Elemento C3D20R con sección laminada. Se utilizan dos elementos para el espesor, de modo que uno tiene secuencia de apilamiento 0/90 y el otro 90/0; el espesor de la lámina a 90º es la mitad del espesor de la capa a 0º.
EL_8R_1	Elemento tipo C3D8R. Un elemento por cada lámina.
EL_8R_2	Elemento tipo C3D8R. Dos elementos por cada lámina.
EL_8R_3	Elemento tipo C3D8R. Tres elementos por cada lámina.
EL_20R_1	Elemento tipo C3D20R. Un elemento por cada lámina.
EL_20R_2	Elemento tipo C3D20R. Dos elementos por cada lámina.
EL_20R_3	Elemento tipo C3D20R. Tres elementos por cada lámina.

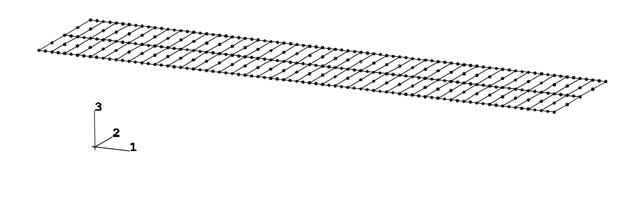


Figura 2.1.150 Modelo S_S8R

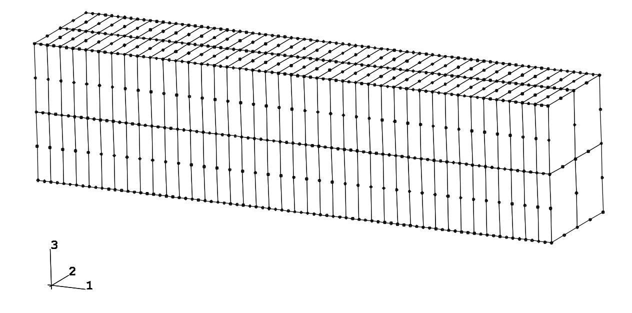


Figura 2.1.151 Moldelo SL_20R_2

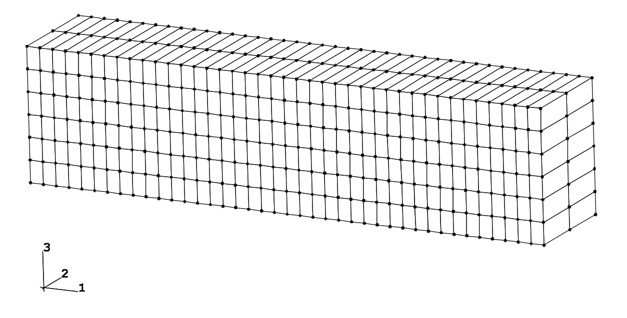


Figura 2.1.152 Modeo EL_8R_2

2.1.11.4 Resultados

Los siguientes resultados han sido utilizados para comparar los diferentes modelos analizados con la solución analítica:

- flecha normalizada: $$\omega = \frac{100E_T h^3 u_z(l/2)}{q_0 l^4}$$

- desplazamiento axial en el extremo: $$u = \frac{E_T u_{xz}(0,z)}{hq_0}$$

- tensión de cortadura normalizada en el extremo: $$s_{xz} = \frac{\tau_{xz}(0,z)}{q_0}$$

- tensión axial normalizada en el centro: $$s_x = \frac{\sigma_{xx}(l/2,z)}{q_0}$$

- tensión normal fuera del plano en el centro: $$s_z = \frac{\sigma_{zz}(l/2,z)}{q_0}$$

La tabla 2.1.11.3 muestra la comparación en términos de flecha, de los resultados obtenidos en los diferentes modelos con la solución analítica.

Las distribuciones de u, s_x, s_z y s_{xz} se muestran en comparación con la solución analítica de la figuras 2.1.153 a la 2.1.166

Tabla 2.1.48 Resultado obtenidos en términos de flecha normalizada

Modelo	ω	error (%)
Analítica	2.89	- - - -
S_S4R	3.22	11.42
S_S8R	3.23	11.76
SL_8R_1	2.09	-27.68
SL_20R_1	2.11	-26.99
SL_8R_2	2.08	-28.03
SL_20R_2	2.77	-4.15
EL_8R_1	3.38	16.96
EL_8R_2	2.97	2.77
EL_8R_3	2.91	0.69
EL_20R_1	2.88	-0.35
EL_20R_2	2.89	0.00
EL_20R_3	2.89	0.00

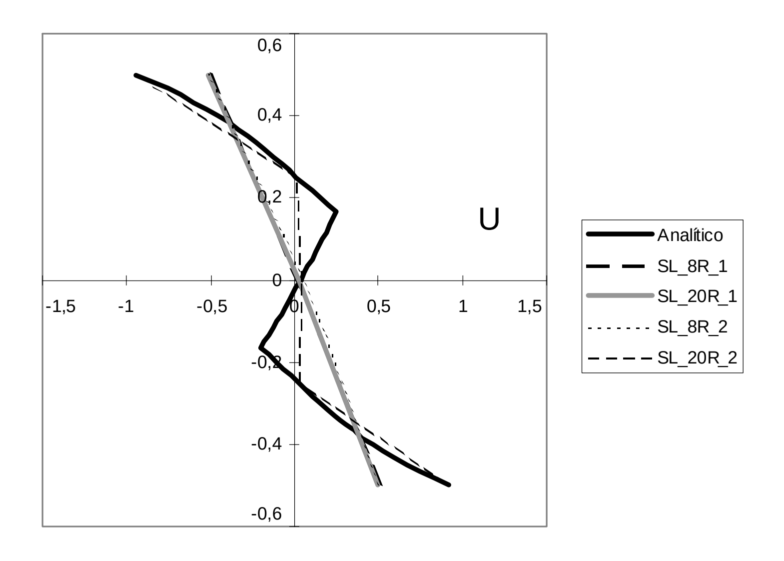


Figura 2.1.153 Distribución de U en los modelos con sólidos laminados

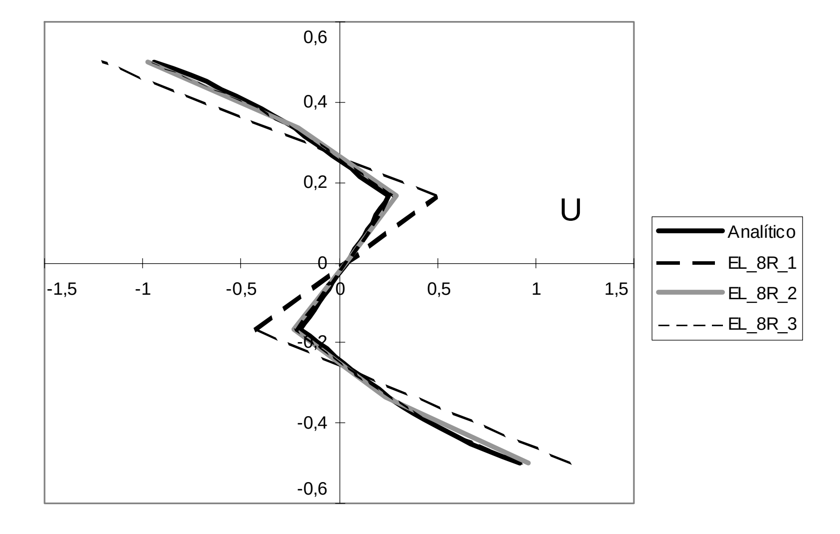


Figura 2.1.154 Distribución de U en los modelos con uno o varios elementos C3D8R por lámina

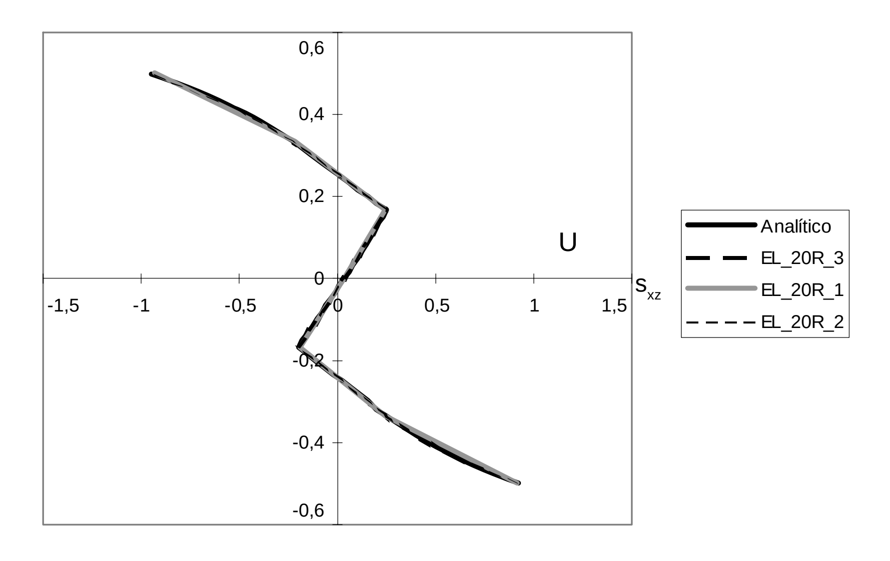


Figura 2.1.155 Distribución de U en los modelos con uno o varios elementos C3D20R por lámina

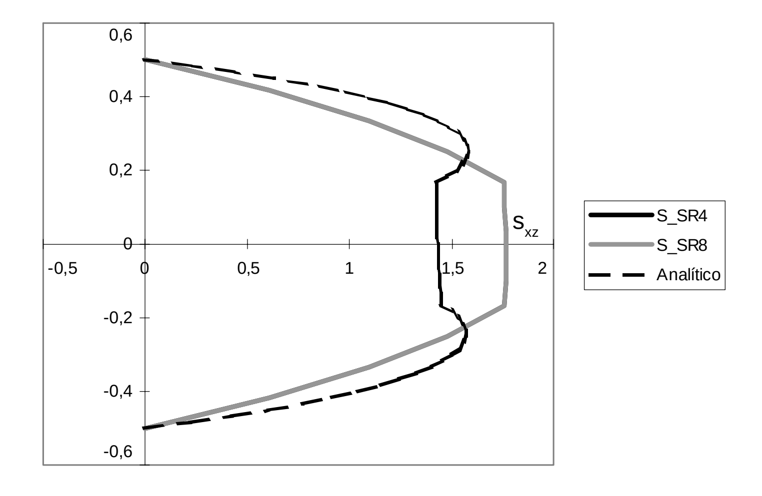


Figura 2.1.156 Distribución de S_{xz} en los modelos con elementos tipo lámina

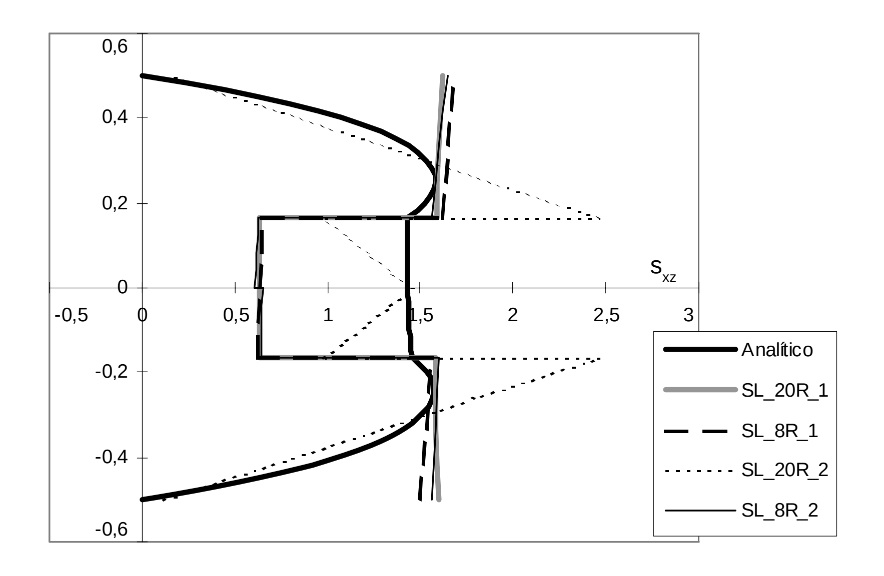


Figura 2.1.157 Distribución de S_{xz} en los modelos con sólidos laminados

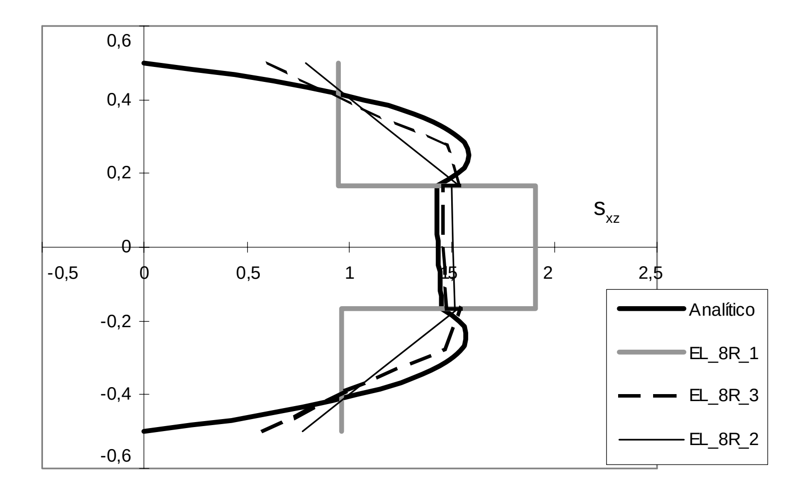


Figura 2.1.158 Distribución de S_{xz} en los modelos en uno o varios elementos C3D8R por lámina

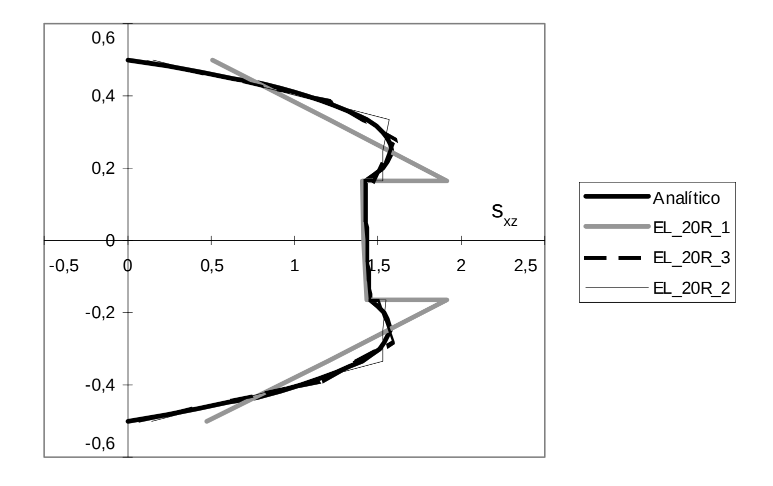


Figura 2.1.159 Distribución de S_{xz} en los modelos en uno o varios elementos C3D20R por lámina

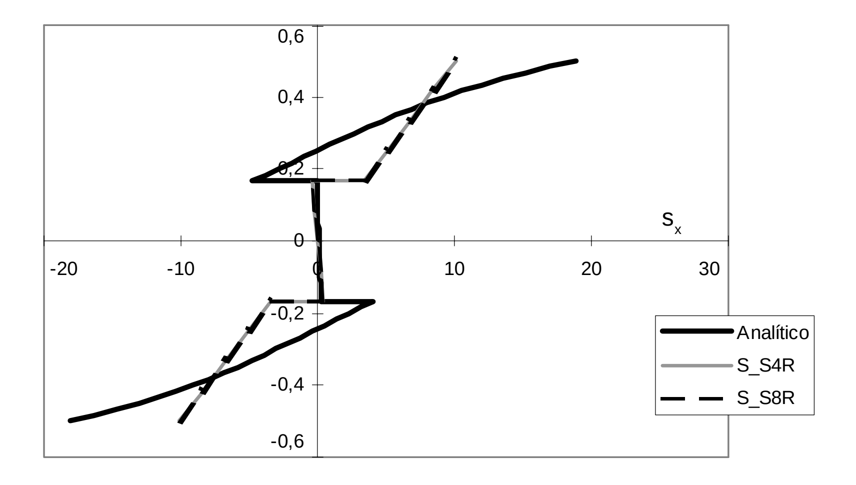


Figura 2.1.160 Distribución de S_x en los modelos con elementos tipo lámina

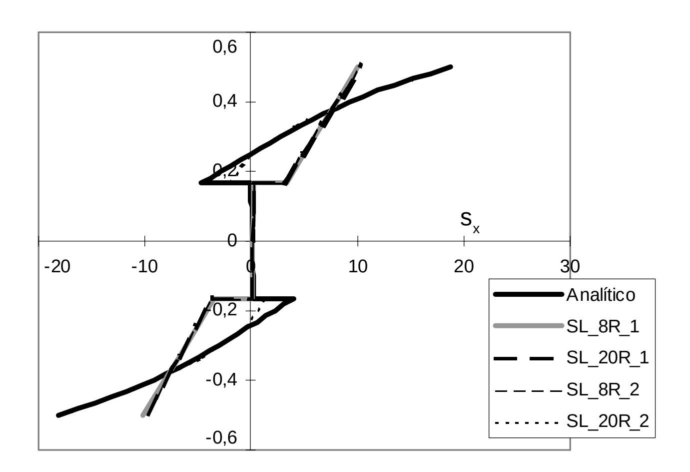


Figura 2.1.161 Distribución de S_{xz} en los modelos con sólidos laminados

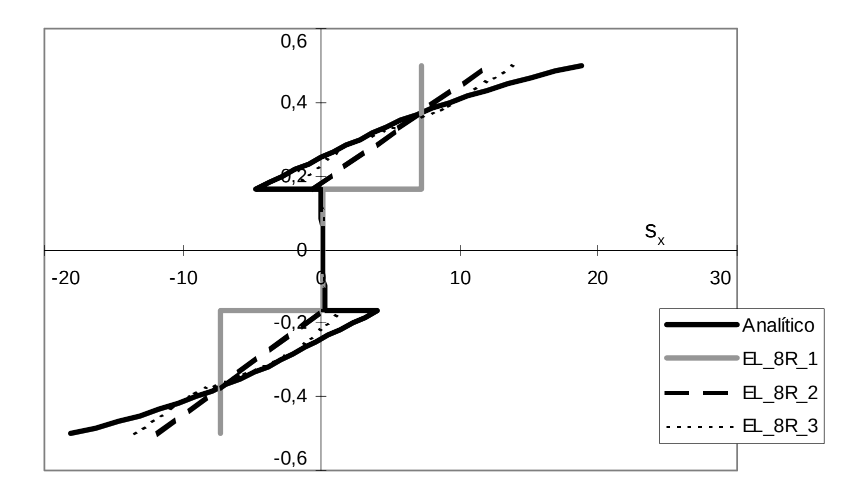


Figura 2.1.162 Distribución de S_{xz} en los modelos con uno o varios elementos C3D8R por lámina

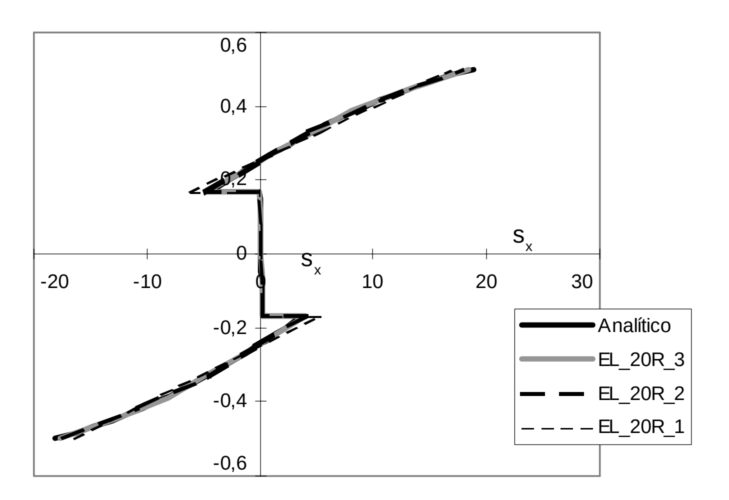


Figura 2.1.163 Distribución de S_x con uno o varios elementos C3D20R por lámina

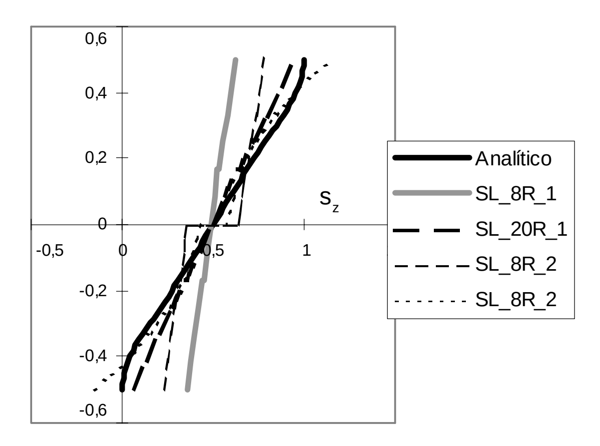


Figura 2.1.164 Resultados de S_z en los modelos con sólidos laminados

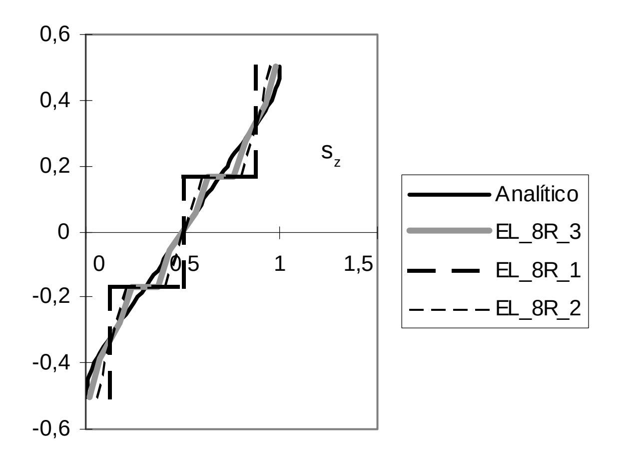


Figura 2.1.165 Distribución de S_z en los moldes de uno o varios elementos C3D8R por capa

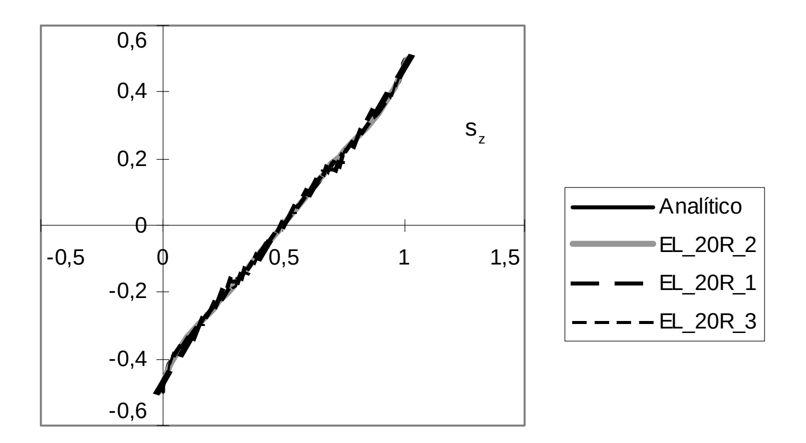


Figura 2.1.166 Distribución de S_z en los modelos con uno o varios elementos C3D8R por lámina

2.1.11.5 Discusión de los resultados y conclusiones

En términos de la flecha normalizada *w*, el error que corresponde a los elementos tipo lámina (alrededor del 11%) puede ser considerado como aceptable en la mayoría de las ocasiones. Con los elementos sólidos laminados, los resultados están bastante lejos de la solución analítica (más del 25%) salvo cuando se utilizan dos elementos C3D20R (modelo SL_20R_2). Este hecho es debido al importante alabeo de la sección. Cuando el alabeo no puede ser "capturado" por el modelo éste se hace demasiado rígido, y de ahí los errores en la flecha. A medida que se utilizan modelos que incluyen más nodos a través del espesor, el alabeo puede ser reproducido de forma más correcta por el modelo como puede observarse en la curvas de las figuras 2.1.153- 2.1.155. Con los modelos que introducen uno o más elementos por capa, el alabeo es simulado de forma correcta, y por lo tanto, se obtienen también buenos resultados en términos de flexión, con la única excepción del modelo EL_8R_1.

Las figuras 2.1.167 y 2.1.168 ilustran el mencionado problema en la simulación del alabeo; puede observarse como el modelo de sólidos laminados, con uno para todo el espesor, es demasiado rígido debido a la imposibilidad de reproducir el alabeo de la sección.

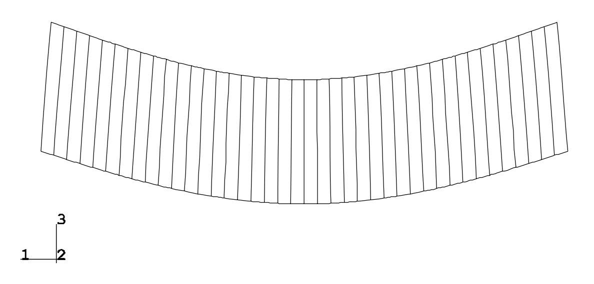


Figura 2.1.167 Deformado en el moldeo SL_20R_1

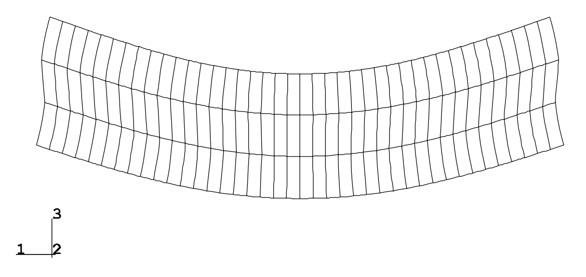


Figura 2.1.168 Deformado en el moldeo EL_20R_1

Los resultados para la tensión axial normalizada, s_x, muestran que los resultados obtenidos con elementos tipo lámina son un 50% menores que los correspondientes a la solución analítica. Resultados similares son obtenidos con los modelos de elementos sólidos laminados (ver figura 2.1.151), mejorando el resultado únicamente cuando se utilizan dos elementos C3D20R en el espesor. Cuando se utilizan uno o más elementos sólidos por cada lámina, los resultados de s_x (figuras 2.1.162 y 2.1.163) son muy próximos a la solución analítica en los modelos con el elemento C3D20R, incluso cuando solamente se utiliza un elemento por lámina; sin embargo, con el elemento C3D8R el error no llega a bajar del 20% ni siquiera cuando en cada lámina del incluyen tres elementos.

En el caso de la tensión normal al eje de la viga, s_z, los resultados con elementos sólidos muestran discontinuidades que no satisfacen las condiciones de equilibrio en la interfase entre dos láminas. La razón de estas discontinuidades es el hecho de que esta tensión es obtenida directamente del campo de desplazamientos y no de una ecuación de equilibrio. En los modelos con sólidos laminados, los resultados correspondientes al modelo C3D8R están muy lejos de la solución exacta, lográndose importantes mejoras con el elemento C3D20R. Cuando se utilizan uno o más sólidos por lámina, el problema de la discontinuidad disminuye, especialmente con el elemento C3D20R, con el que se obtienen resultados muy próximos a la solución analítica (figura 2.1.166). Con el elemento C3D8R, el problema de la discontinuidad sigue siendo relevante, aunque en los extremos de la viga se obtiene una buena aproximación en los valores de s_z.

Las curvas de las figuras 2.1.158 y 2.1.159 muestran que al utilizar elementos sólidos las tensiones de cortadura transversal no se anulan en los cantos y que además, existen importantes discontinuidades en su distribución a partir del espesor; nuevamente, la razón de estos problemas es que esa tensión se obtiene a partir del campo de desplazamiento y no de una ecuación de equilibrio. Este problema no existe en el caso de los elementos tipo lámina (ver figura 2.1.156), ya que en este caso las tensiones de cortadura transversal si que se obtienen de ecuaciones de equilibrio. De todos modos, las deficiencias encontrados con los elementos sólidos descienden al aumentar el número de elementos en el espesor (ver resultados con modelo EL_20R_3 en la figura 2.1.159).

2.1.11.6 Conclusiones

En primer lugar, debe considerarse que los resultados mostrados corresponden a un problema particular con una presencia muy considerable de efectos asociados a los cortantes, y que además están obtenidos con un determinado código de elementos finitos, en este caso ABAQUS. Por consiguiente, las conclusiones obtenidas no se refieren al análisis general de estructuras de materiales compuestos con elementos finitos, donde la utilización de elementos tipo lámina suele ser suficiente, sino que constituyen una referencia inicial para el análisis de zonas con importantes tensiones interlaminares.

Por supuesto, la forma más sencilla de analizar una estructura de materiales compuestos mediante elementos finitos es la utilización de elementos tipo lámina. Sin embargo, pese a que la aproximaciones en rigidez (error del 11%) y en tensiones de cortadura interlaminar son buenas, lo resultados para la tensiones en el plano están lejos de la solución analítica (un 50% menores). Por lo tanto, el análisis con elementos tipo lámina es adecuado para un cálculo de rigidez pero no cuando se requiere un análisis detallado de resistencia.

La soluciones para rigidez y tensiones en el plano obtenidas con elementos sólidos laminados están lejos de la solución exacta (errores superiores al 25%) salvo que se utilicen varios C3D20R a través del espesor. La utilización de varios elementos C3D20R a través del espesor permite obtener buenos resultados en tensón en el plano y rigidez, al tiempo que provee una aproximación razonable para las tensiones normales fuera del plano. El problema de este tipo de modelos es el error cometido al estimar las tensiones de cortadura transversales, que habitualmente son más importantes que las normales.

Si se requiere un cálculo detallado en términos de resistencia, incluyendo un aproximación cuantitativa a la tensiones de cortadura interlaminares, se requiere utilizar uno o más elementos C3D20R por cada lamina. Incluso puede establecerse que es necesario más de un elemento C3D20R por lámina si se sospechan problemas de delaminación asociados con las tensiones de cortadura interlaminares.

Referencias

1. Ortiz Berrocal, L., *"Elasticidad"*, Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales, Madrid, 1980.

2. Ortiz Berrocal, L., *"Resistencia de Materiales"*, Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales, Madrid, 1980.

3. Gay, D., *"Materiaux Composites"*, 3th edition, Ed. Hermes, 1991.

4. Hashin, I., *"Theory of Fiber-Reinforced Materials"*, NASA, CR-1974, 1972.

5. Lekhnitskii, S. G., *"Theory of Elasticity of an Anistropic Body"*, S. F. Holden Day, 1965.

6. Tsai, S. W., Hahn, H. T., *"Introduction to Composite Materials"*, Technomic Publishing Company Inc., Lancaster, 1980.

7. Timoshenko, S. P., Woinowsky, K., *"Teoría de Placas y Láminas"*, Traducido por F.J. Medina Salanova, Urmo S.A. de Ediciones, 1975.

8. Christensen, R. H., *"Mechanics of Composite Materials"*, Krieger Pub. Co., Malaber, 1991.

9. Harris, B., *"Engineering Composite Materials"*, The Institute of Metals, USA, 1986.

10. Jones, R. M., *"Mechanics of Composite Materials"*, Hemisphere Publishing Corporation, 1975.

11. Pagano, N. J. y Pipes, R. B., *"The Influence of Stacking Sequence on Laminate Strength"*, J. Comp. Mater., 5, 50, 1971.

12. Hughes, T. J. R., Liu, W. K., *"Nonlinear Finite Element Analysis of Shells. Three Dimensional Shells"*, Comp. Meths. Appl. Mechs., 27, pp. 331-362, 1981.

13. Dong, S. B., Pister, K S., Taylor, R. L., *"On The Theory Of Laminated Anisotropic Shells And Plates"*, J. Aeron. Sci., 28, 969, 1962.

14. Flugge, W., *"Stresses in Shells"*, Springer Verlag, N. Y., 1967.

15. Tsai, S. W., *"Theory of Composites Design"*, Think Composites, 1992.

16. Tsai, S. W., *"Composites Design"*, 4th. edition, Think Composites, Dayton, Paris and Tokyo, 1988.

17. Tsai, S. W., Miravete, A., *"Diseño de Materiales Compuestos Presentado en 'Hypercards'"*, Secretariado de Publicaciones de la Universidad de Zaragoza, 1990.

18. Tsai, S. W., Miravete, A., *"Diseño y Análisis de Materiales Compuestos"*, Ed. Reverté S.A., 1988.

19. Tsai, S. W., Miravete, A., *"Teoría del Diseño de Materiales Compuestos"*, Secretariado de Publicaciones de la Universidad de Zaragoza, 1992.

20. Tsai, S. W., Wu, E. M., *"A Generalized Theory of Strength for Anisotropic Materials"*, J. of Comp. Mat., 5, pp. 58-80, 1971.

21. Sih, G. C., Skudra, A. M., *"Failure Mechanics of Composites"*, Handbook of Composites, A. Kelly and Y. N. Rabotnov editors, Elsevier, 1985.

22. Antequera, P., Jiménez, L., Miravete, A., *"Los Materiales Compuestos de Fibra de Vidrio"*, Secretariado de Publicaciones de la Universidad de Zaragoza, 1991.

23. Hahn, H. T. and Tsai S. W., *"Nonlinear Elastic Behaviour of Unidirectional Composite Laminate"*, Journal of Composite Materials, 7, pp. 102-110, 1973.

24. Marshall, I. H., Demuts, E., *"Optimum Design of Composite Structures"*, Elsevier Appl. Sci., 1990.

25. Ashton, J. E., Whitney, J. M., *"Theory of Laminated Plates"*, Progress in Mat. Sci. Series Vol. IV, Technomic Pub. Co., Inc. 1970.

26. Mamalis A. G., Yuang Y. B., Viegelahn, G. L., *"Collapse of Thin-Wall Composite Sections Subjected to High Speed Axial Loading"*, Int. J. of Vehicle Design, vol. 13, nº. 5/6, 1992.

27. Reddy, J. N., Krishna Murty, A. V., *"Composite Structures: Testing, Analysis and Design"*, Springer-Verlag & Narosa Publishing House, 1992.

28. Tsai, S. W., Halpin, J. C., Pagano, N. J., *"Composite Materials Workshop"*, Progress in Mat. Sci. Series, Vol. 1, Technomic Pub. Co., Inc., Stanford 1968.

29. Lekhnitskii, S. G., *"Anisotropic Plates"*, Gordon And Breach Science Publishers, 1968.

30. Miravete, A., Antequera, P., Jiménez, L., *"Cálculo y Diseño de Estructuras de Materiales Compuestos de Fibra de Vidrio"*, Secretariado de Publicaciones de la Universidad de Zaragoza, 1992.

31. Shigley, J. E., Mitchel, L., *"Diseño en Ingeniería Mecánica"*, 4a edicion, McGraw-Hill, 1983.

32. Timoshenko, S. P., Gere, J. M., *"Theory of Elastic Stability"*, 2nd Ed., Mc Graw-Hill, N. Y., 1961.

33. Whitney, J. M., *"Stress Analysis of Thick Laminated Composites and Sandwich Plates"*, Journal of Comp. Mater., 6, pp. 426-440, 1972.

34. Reinhart, T., *"Engineered Materials Handbook. Volume 1: Composites"*, ASM International, 1988.

35. Reissner, E., Stavsky, Y., *"Bending And Stretching Of Certain Types Of Heterogeneous Aelotropic Elastic Plates"*, J. Appl. Mech., 28, 402, 1961.

36. Lubin, G., *"Handbook of Composites"*, Van Nostrand Reinhold, New York, 1982.

37. Mallick, P. K., *"Fiber Reinforced Composites Materials, Manufacturing and Design"*, 2nd. ed., Marcel Dekker, Inc., 1993.

38 Oden, J. T., *"Research Directions in Computational Mechanics"*, National Research Council, Washington, 1991.

39. Cook, R. D., Malkus, D. S., Plesha, M. E., *"Concepts and Applications of Finite Element Analysis"*, 3rd edition, John Wiley & Sons, New York, 1989.

40. Huges, T. J. R., *"The Finite Element Method. Linear Static and Dynamic Finite Element Analysis"*, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, N. J., 1987.

41. Oden, J. T., *"Finite Element of Nonlinear Continua"*, McGraw-Hill, New York, 1972.

42. Zienkiewicz, O. C., *"The Finite Element Method"*, McGraw-Hill, 1977.

43. Zienkiewicz, O. C., Taylor, R. L., *"The Finite Element Method. Vol. 1: Basic Formulation and Linear Problems"*, 4th edition, McGraw-Hill, London, 1989.

44. Zienkiewicz, O. C., Taylor, R. L., *"The Finite Element Method. Vol. 2: Solid and Fluid Mechanics"*, 4th edition, McGraw-Hill, London, 1991.

45. Gaiteiro, J.L., Reddy, J.N., Larrodé, E., Miravete, A. *"Software for the Analysis of Laminated Plates by means of Higher Order Shear Theories"*, Materiales Compuestos 97, Asociación Española de Materiales Compuestos, pages 236-243, 1997.

46. Larrodé, E., Castejón, L., Miravete, A. *"Analysis of Large Structures for Ground Transportation Applications"* Proceedings of the 29th International Symposium on Automotive Technology & Automation (ISATA), Florence 3-6 June, edited by ISATA, pages 345-351, 1996.

47. Casamayor, M.J., Alba, J.J., Miravete, A., Bravo, P. *"DAC: A software package to Optimize Composite Structures"* International Journal for Engineering Analysis and Design, edited by New Age International Limited, UK, Vol 2, Nº 3, pages 129-138, 1996.

48. Castejón, L., Jiménez, M.A., Clemente, R., Miravete, A., Carrera, J. *"Numerical Simulation of Inter-City Bus Roll-over"* Métodos Numéricos en Ingeniería, Barcelona, España, 1996, págs. 210-220.

49. Castejón, L., Miravete, A., Larrodé, E. *"Numerical Simultion of an Intercity Bus Roll over"* Proceedings of the 29th International Symposium on Automotive Technology & Automation (ISATA), Florence 3-6 June, edited by ISATA, pages 187-196, 1996.

50. Velasco, J., Miravete, A., Larrodé, E., Jiménez, M.A. *"DAC STRUCT, A Numerical Tool for the Analysis of Plane Structures: Application to a Crane Structure"* Métodos Numéricos en Ingeniería, Barcelon, Spain, 1996, pages 240-248, 1996.

51. Baselga, S., Miravete, A., Jiménez, M.A. *"Análysis of the Delamination of Variable Thickness Beams and its importance in Design of Transportation Structures"*, Materiales Compuestos 95, Asociación Española de Materiales Compuestos, págs. 371-376, 1995.

52. Miravete, A. *"The Full Composite Construction"*, Iberica Actualidad Tecnológica, Nº 373, págs. 181-188, 1995.

53. Larrodé, E., Miravete, A., Bravo, P., Baselga, S. “Design and Analysis of a Crash Absorber Made of Advanced Materials: Automotive Applications” Proceedings of International Symposium on Automotive Technology & Automation (ISATA) Aachen, Germany, edited by ISATA, pages 199-206, 1994.

54. Baselga, S., Miravete,A.,Ullod, J.A., Larrodé E. (1994) *“Importance of the Variable Thickness in the Design of Load Bearing Structures. Analysis by means of Singular Finite Elements”* XI Congreso Nacional de Ingenieria Mecanica, edited by Polytechnic University of Valencia, Spain, pages 129-135.

55. S. Baselga, A. Miravete, J.A. Ullod, E. Larrodé (1994) *“Analysis and Design of Structural Composite Components with Circular Holes”* XI Congreso Nacional de Ingenieria Mecanica, edited by Polytechnic University of Valencia, Spain, pages 121-128.

56. J.M. Lacosta, E. Larrodé, A. Miravete (1994) *“Introduction to the Finite Element Method and its Application to Composite Structures (part I)”,* Revista de Plasticos Modernos, No. 458, August, edited by the Institute of Science and Technology of Polymers (CSIC), pages 165-172.

57. J.M. Lacosta, E. Larrodé, A. Miravete (1994) *“Introduction to the Finite Element Method and its Application to Composite Structures (part II)”,* Revista de Plasticos Modernos, No. 459, September, edited by the Institute of Science and Technology of Polymers (CSIC), pages 252-258.

58. J.M. Lacosta, E. Larrodé, A. Miravete (1994) *“Introduction to the Finite Element Method and its Application to Composite Structures (part III)”*, Revista de Plasticos Modernos, No. 460, October, edited by the Institute of Science and Technology of Polymers (CSIC), pages 375-382.

59. M. J. Casamayor, J.J. Alba, A. Miravete, P. Bravo (1994) *“DAC: A software package for Designing and Optimizing Composite Structures”* Proceedings of Computer Aided Design in Composite Material Technology IV, edited by Computational Mechanics Publications, United Kingdom, pages 129-138.

60. E. Larrodé, A. Miravete, P. Bravo, J.J. Alba, M.J. Casamayor (1993) *“Optimization of a Refrigerated Trailer”,* I Congreso Iberoamericano de Ingenieria Mecanica, Vol 4, edited by Polytechnic University of Madrid, pages 49-63.

61. E. Larrodé, A. Miravete, J.J. Alba, M.J. Casamayor, J. Ullod (1993) *“Analysis of a Bus Structure by means of the Finite Element Method by using the Substructuring Technique”* I Congreso Iberoamericano de Ingenieria Mecanica, Vol 4, edited by Polytechnic University of Madrid, pages 73-82.

62. E. Larrodé, A. Miravete, S. Baselga, L. Castejón, M.A. Malumbres (1993) *“Design, Analysis and Optimization of a Composite Material Wheel and its application to a High Speed Train”* I Congreso Iberoamericano de Ingenieria Mecanica, Vol 4, edited by Polytechnic University of Madrid, pages 65-71.

63. A. Miravete, E. Larrodé, S. Baselga, P. Bravo (1992) *“Stress Concentration in Variable Thickness Composites”* Proceedings of International Conference of Society of Advanced Materials and Processes in Engineering, edited by SAMPE, Hamburg, Germany, pages 417-426.

64. S. Baselga, A. Miravete, E. Larrodé (1991) ”*Evaluation of Interlaminar Stresses on Composite Materials by means of the Double Notch*”, Anales de Mecanica de la Fractura, Vol 8, edited by the Spanish Fracture Association, pages 182-186.

65. A. Miravete, P. Bravo, E. Larrodé (1991) “*F.E.M. Applied to a Truck Frame Made of Hybrid Composites”* Proceedings International Workshop of the Finite Element Method Applied to Composites, edited by Imperial College, London, United Kingdom, pages 39-42.

66. J.J. Manso, A. Miravete, M.J. Casamayor, J.J. Alba, E. Larrodé (1991) “*Design and Manufacturing of 3D Composite Continuous Structure”*, Proceedings of the 8th International Conference on Composite Materials (ICCM-8), Composites: Design, Manufacture and Applications, Honolulu, Hawaii, USA, edited by SAMPE, USA, Vol. 1, pages 8.

67. J.A. Ullod, A. Miravete, P. Antequera, L. Jiménez, P. Bravo (1991) “*Analysis of Joints in Pultruded Composite Beams”* Proceedings of the 8th International Conference on Composite Materials (ICCM-8), Composites: Design, Manufacture and Applications, Honolulu, Hawaii, USA, edited by SAMPE, USA, Vol. 1, pages 9.

68. Miravete, G. Piedrafita, S. Baselga, P. Bravo (1991) “*Failure Analysis on Variable Thickness Composite Beams under 4P Test Bending”* Proceedings of the 8th International Conference on Composite Materials (ICCM-8), Composites: Design, Manufacture and Applications, Honolulu, Hawaii, edited by SAMPE, USA, vol. IV, pages 6.

69. S. Baselga, J.J. Alba, A. Miravete (1990) “*Design of A normalized Platform for its Implementation on Ground Vehicles”* Anales de Ingenieria Mecanica, Year 8, No. 1, edited by Editorial Gorfisa, Zaragoza, pages 93-97.

70. A. Miravete, R. Y. Kim (1990) “*Mechanical Behavior of Variable Thickness Composite Beams”* Advanced Materials: The Challenge for the Next Decade, Vol. 2, edited by SAMPE, Society for the Advancement of Materials and Process Engineering, Anaheim, California, USA, pages 1647-1656.

71. A. Miravete (1990) “*Strain and Stress Analysis in Tapered Laminated Composite Structures”* Journal of Composite Structures, Vol.16, 1990, edited by Elsevier Science Publishers Ltd., Barking, United Kingdom, pages 65-84.

72. S. Baselga, A. Miravete, G. Piedrafita (1990), “*Numerical Modeling of Variable Thickness Composite Materials”* Anales de Ingenieria Mecanica, Year 8, No. 3, edited by Editorial Gorfisa, Zaragoza, pages 297-299.

73. A. Miravete (1990) “*Strain and Stress Analysis in Tapered Laminated Composite Structures”* included in the book “Optimum Design of Composite Structures”, edited by Elsevier Science Publishers Ltd., Barking, United Kingdom, pages 20.

74. A. Miravete, R.Y. Kim, G. Piedrafita, S. Baselga (1990) “*Through Thickness Stress Distribution in Tapered Composite Beams”* Proceedings of 4th European Conference of Composite Materials, edited by Elsevier Science Publishers, Ltd., Barking, United Kingdom, pages 871-876.

75. A. Miravete, E. Dueñas (1989) “*A Simple Finite Element Formulation for Three-Dimensional Composite Structures”* Journal of Composite Structures, edited by Elsevier Science Publisher Ltd., United Kingdom, Vol. 16, pages 405-417.

76. A. Miravete (1989) “*Optimization of Composite Plates”*, Technical Report WRDC-TR-89-4107, WRDC/MLBM, Wright Patterson Air Force Base, Dayton, USA, edited by USAF, Dayton Ohio, pages 167.

77. J. Otal, A. Miravete, S. Baselga, E. Dueñas (1988) " *Optimization Design of a Composite Helicopter Blade by means of Superhybrid Finite Elements"* Anales de Ingenieria Mecanica, Year No. 6, vol. 3, edited by Polytechnic University of Valencia, pages 61-64.

78. E. Dueñas, A. Miravete (1987) "*The Hybrid Formulation in the Finite Element Method applied to Composite Materials*" Anales de Ingenieria Mecanica, Year No.5, No.1, edited by Polytechnic University of Madrid, pages 173-177.

79. A. Miravete, S. Baselga, P. Bravo (1987) "*Influence of Stacking Sequence in the Interlaminar Stress distribution in the T300/N5208 Laminate*" Anales de Ingenieria Mecanica, Year 5, No.1, edited by Polytechnic University of Madrid, pages 283-287.

80. A. Miravete, M. Isasa, G. Segura (1987) "*Theory-Experiment Analysis of Structural Materials for Sandwich Structures subjected to 3P Bending*" Anales de Ingenieria Mecanica, Year 5, No.1, edited by Polytechnic University of Madrid, pages 289-292.

81. A. Miravete, C. Vera, J. A. Lopez (1987) "*Dynamic Analysis in Glass/Epoxy Leaf Springs: Analysis/FEM/Fatigue"* Proceedings of the 7th World Congress on the Theory of Machines and Mechanisms, edited by University of Sevilla, Vol 1, pages 4.

82. A. Miravete, E. Perez, J.Fernandez (1987) "*Introduction to the Analysis Techniques of Composite Structures"* Proceedings I Workshop on Composite Materials, edited by Polytechnic University of Madrid, pages 22.

83. A. Miravete (1987) "*Regulations for Design and Project. Calculations and Rules"* Los Composites en la Industria del Metal, num. 201, edited by CEAC, Barcelona, pages 113-123.

84. A. Miravete, A. García, C. Vera (1986) *"Composite Multilayer Analysis and its application to Bus Roofs"* Revista Internacional de Metodos Numericos, en la Ingenieria, vol. 2, 1, edited by CIMNE, Barcelona, pages 87-97.

85. A. Miravete (1986) "*Characterization and Set-up of a High Accuracy Finite Element applicable to Fiberglass Laminated Composite Materials"* Composites, Year No. 26, No. 4, edited by CPC Paris, pages 20-25.

86. A. Miravete, C. Vera, J.A. López (1986) "*Dynamic Analysis in Glass/Epoxy Leafsprings: Analysis FEM/Fatigue"* Proceedings of 11th International Seminar on Modal Analysis, Katholieke Universiteit Leuven, Vol. 2, edited by KU Leuven (Belgium), pages D1-2 (1-11).

87. C. Vera, J.A. López, A. Miravete (1986) "*Dynamic Analysis of Steel/Composites in the Body of Vehicles"* Proceedings of 11th International Seminar on Modal Analysis, Katholieke Universiteit Leuven, Vol. 1, edited by KU Leuven (Belgium), pages C1-2(1-13).

88. E. Duenas, A. Miravete (1986) *"The Hybrid Formulation in the Finite Element Method applied to Composite Materials"*, Revista Internacional de Metodos Numericos en la Ingenieria, Vol.2, No.1, 1986, pages 87-97.

89. A. Miravete, E. Perez, J. Fernandez (1985) "*Advanced Analysis of Composite Materials"* Proceedings de I Workshop on Composite Materials on the Transportation Area, edited by Polytechnic University of Madrid, pages 31.

90. A. Miravete, A. García, C. Vera (1985) *"Multilayer Analysis of Composite Materials. Application to bus floors"* Anales de Ingenieria Mecanica, edited by Polytechnic University of Madrid. Year 3 pages 6.

91. A. Miravete, A. Tutor, M. Isasa (1985) *"Stress Analysis of Advanced Materials Suspension Systems"* Anales de Ingenieria Mecanica, edited by Polytechnic University of Madrid. Year 3, No. 2, pages 119-124.

92. A. Miravete, M. Arrarás (1984) *"Fiberglass Reinforced Polyester Pipelines. Theory and Experiment"* Anales de Ingenieria Mecanica, edited by Polytechnic University of Madrid, Year 2, No. 1, pages 189-194.

93. A. Miravete, C. Vera (1984) *"Micromechanics of Composite Laminates and Failure Criteria"* Anales de Ingenieria Mecanica, edited by Polytechnic University of Madrid, Year No. 2, Madrid, pages 195-200.

94. A. Miravete, C. Vera (1983) *"Analysis Methodology of Sandwich Panels and their Application to Sizing of Refrigerated Containers"* Anales de Ingenieria Mecanica, edited by University of Sevilla. Year 1, No. 1, pages 7.

95. Miravete, A., Murillo, N., Vera, C., López, J.A. *"Design and Analysis of Plastic Components for the Automotive Industry"* Proceedings I Spanish Conference on Mechanical Engineering, edited by Polytechnic University of Madrid, pages 5, 1982.

96. Miravete, A. *"Optimisation of Design of Composite Structures"* Woodhead Publishing Limited, Cambridge, United Kingdom, 1996.

97. Reddy, J.N., Miravete, A. *"Practical Analysis of Composite Laminates"* CRC Press Publishers, USA, 1995.

98. Miravete, A., Antequera, P., Jiménez, L. *"Cálculo y Diseño de Estructuras de Materiales Compuestos de Fibra deVidrio"* Secretariado de Publicaciones de la University of Zaragoza, 1993.

99. Jiménez, M.A., Castejón, L., Velasco, J., Larrodé, E. *"Evaluación de la rigidez de un bastidor de automóvil utilizando varios sistemas de material"*, III Congreso de Métodos Numéricos en Ingeniería, SEMNI, Zaragoza V. 1, 221-228, 3-6 Junio, 1996.

100. Clemente, R., Velasco, J., Jiménez, M.A., Castejón, L. "Simulación numérica de testero de tren en materiales compuestos ante carga de impacto", III Congreso de Métodos Numéricos en Ingeniería, SEMNI, Zaragoza V. 1, 758-768, 3-6 Junio, 1996.

101. Larrodé, E., Alba, J.J., Castejón, L. *"Análisis de estructuras de materiales compuestos mediante la técnica de subestructuración"*, I Congreso Nacional MATCOMP ETSII Sevilla, 415-420, 29 Noviembre-1 Diciembre, 1995.

102. Cabeza, A.C., Larrodé, E., Castejón, L., Jiménez, M.A., Clemente, R. *"Diseño de la carrocería de un prototipo de automóvil eléctrico en materiales compuestos"*, II Congreso Nacional MATCOMP'97 E.T.S. Ingenieros Aeronauticos UPM, 25-28 Noviembre, 1997.

103. Cuartero, J., Pérez de Lucas, A., López Rodríguez, M., Castejón, L. *“Modelo matemático del Rioja 95, barco participante en el desfío español de la Copa América. Validación teórico experimental”*, Revista de Plásticos Modernos, Año 49, Nº 501, Marzo 1998, 271-274.

104. Larrodé, E., Castejón, L., Jiménez, M.A., Clemente, R. *“Design and analysis of a lightweight frigorific semitrailler by means of a numerical simulation procedure”* ICCST/2, 9-11 Junio, 1998, Durban, South Africa.

105. Cuartero, J., Pérez de Lucas, A., López Rodríguez, M., Castejón, L. *“Rioja 95, numerical testing correlation, America´s Cup Spanish Challenge”*, ICCST/2, 9-11 Junio, 1998, Durban, South Africa.

106. Castejón, L, Clemente, R., Cuartero, J., Revuelta, D., Larrodé, E. *“Analysis and simulation of a new concept of bus in composite materials able to overcome the most exigent roll over requirementes”*. 31th ISATA, Stuttgart, Germany, Junio 1998, Material for Energy-Efficient Vehi cles, 95-104.

107. Clemente, R., Castejón, L., Cuartero, J., Lizaranzu, M., Gaiteiro, J.L. *“Estudio micromecánico por el método de los elementos finitos de las propiedades elásticas y resistentes de nuevas tecnologías textiles de materiales compuestos”*, II Congreso Nacional MATCOMP’97 E.T.S. Ingenieros Aeronauticos UPM, 25-28 Noviembre, 1997.

2.2 ANÁLISIS DE LÁMINAS DEGRADADAS

2.2.1 INTRODUCCIÓN A LA MÉCANICA DEL DAÑO

Desde el mismo momento en que los materiales compuestos empiezan a hacerse más y más populares en el diseño de estructuras, el mundo de la Ingeniería ha tratado de llenar uno de los grandes huecos que incluso viene heredado de la Ciencia de Materiales más tradicionales como el acero: el daño. El hecho de que un material se 'degrade' con el tiempo (que puede ser de cientos de años o de fracciones de segundo) es un hecho meramente intuitivo. Partiendo del hecho de que el mismo ser humano sufre este proceso degenerativo, parecería injusto que el resto del mundo que nos rodea no estuviera sometido a leyes similares aunque a distintas escalas. Pero dejando el cuerpo humano a la Medicina, como es lógico, y volviendo al campo de la Ingeniería, la pregunta es: ¿Cómo se representa ese concepto de daño en el lenguaje de la Ingeniería? O, expresado más claramente: ¿Cuáles son las leyes que rigen los procesos de daño en un material, y cómo se aplican con posterioridad al diseño de estructuras, que es de lo que se trata, en definitiva?

A finales de los cincuenta aparece el primer trabajo de una disciplina nueva en el campo de la Ciencia de Materiales, que trata de responder a las dudas planteadas: la Mecánica del Daño. En 1958 L. M. Kachanov [1-9] publica el primer artículo en el que se incluye una nueva variable que llama 'continuidad'. Sin embargo, y con la excepción de Y.N. Rabotnov [10], que en 1968 introduce el concepto de 'tensión efectiva', el trabajo de Kachanov permanece prácticamente ignorado hasta que J. Lemaitre, a principios de los setenta, empieza a desarrollar un cuerpo de teoría basado en la 'continuidad', a la que le da el sentido de daño y un estatus de variable interna de estado en el más puro estilo de la termodinámica clásica. Y es que el gran avance de Lemaitre es el abandono del enfoque clásico de la Mecánica de Fractura, abordando el problema desde una base mucho más rigurosa que usa la Termodinámica, y la Micromecánica como complemento. Este capítulo está basado en su trabajo, haciendo especial hincapié en los aspectos característicos de los materiales compuestos.

2.2.1.1 Aspectos empíricos del daño

El daño es el proceso físico progresivo por el cual un material se rompe. La Mecánica del Daño es el estudio de los mecanismos que desatan esta degradación en un material cuando se somete a distintas cargas y efectos en el tiempo. En términos microscópicos estos mecanismos consisten en la acumulación de micro-tensiones en la frontera de micro-grietas o interfases, y en la rotura de enlaces. En la escala mesoscópica, dentro de un elemento de volumen representativo, el daño consiste en el crecimiento y coalescencia de micro-grietas y micro-huecos, que al juntarse inician una grieta. A escala macroscópica, el daño es el crecimiento de esa grieta. Las dos primeras etapas se estudian mediante variables internas de daño definidas en términos de la mecánica del sólido continuo para una escala mesoscópica. La tercera fase se estudia generalmente mediante la Mecánica de Fractura, con variables definidas a escala macroscópica.

2.2.1.2 Escalas en el fenómeno del daño

Los fenómenos elásticos, desde un punto de vista físico, tienen lugar a un nivel atómico. La plasticidad está gobernada por planos y dislocaciones a escala cristalina o molecular. En cambio, el daño consiste en la rotura de enlaces tanto en el ámbito atómico como al nivel de grieta. La Mecánica del Sólido Continuo está expresada en un lenguaje matemático. Desde el punto de vista físico, las variables de dicha Mecánica representan los valores medios obtenidos por integración en un determinado volumen. El 'Elemento Representativo de Volumen' ha de ser lo suficientemente pequeño como para evitar que gradientes elevados se suavicen en el análisis, pero a la vez ha de tener el tamaño adecuado para que el análisis sea realmente una media de los micro-procesos que tienen lugar dentro de él. Desde el punto de vista experimental y de análisis numérico, la dimensión del Elemento Representativo de Volumen en materiales compuestos ha de considerarse en un orden de magnitud en torno a 1 mm^3.

Otra propiedad importante a recordar es que el daño es un fenómeno mucho más localizado que, por ejemplo, la deformación, que suele ser la variable que rige la Mecánica tradicional. El daño, como pérdida de la adhesión entre átomos, se limita a una superficie, mientras que las deformaciones, como movimientos entre átomos por la variación de la distancia entre ellos o por deslizamiento, tienen lugar a lo largo y ancho de todo el volumen. Si el daño existe en un solo plano a nivel mesoscópico, no hay manera de estudiarlo mediante la Mecánica Clásica del Medio Continuo. Afortunadamente, la mayoría de las veces el daño aparece en muchos planos a escala microscópica, aunque siempre con un elevado gradiente. En resumen, se puede considerar que el nivel microscópico es aquel en el que tienen lugar los mecanismos de deformación y daño, el nivel mesoscópico es aquel en el que se escriben las ecuaciones constitutivas para el análisis mecánico; y, el nivel macroscópico es el de las estructuras ingenieriles.

2.2.1.3 Diferentes tipos de daño

Aunque el daño a escala microscópica esté gobernado por un único mecanismo general de pérdida de adhesión entre átomos, en una escala media se puede manifestar de varias maneras dependiendo de la naturaleza de los materiales, del tipo de carga o de la temperatura. Los principales tipos de daño son:

- **Daño Frágil**

El daño puede considerarse frágil cuando las grietas se inician a nivel mesoscópico sin que aparezca una cantidad importante de deformación plástica. Para dar un orden de magnitud, podría considerarse daño frágil cuando la relación entre la deformación plástica y la elástica se mantiene por debajo de la unidad. Es un efecto muy localizado.

$$\frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_e} < 1 \qquad \text{(Ec. 2.2.1)}$$

- **Daño dúctil**

Por otro lado, el daño dúctil aparece a la vez que tienen lugar deformaciones plásticas más allá de cierto umbral, p_D. El daño dúctil es consecuencia de la nucleación de cavidades debido a la descohesión entre inclusiones y la matriz seguida por su crecimiento y su coalescencia a través de fenómenos de inestabilidad plástica. Como consecuencia el grado de localización del daño dúctil es comparable al del daño frágil.

- **Daño por termofluencia o Creep**

Cuando un material está sometido a temperaturas elevadas – más de 1/3 de la temperatura de fusión en metales y en el intervalo $T_g \pm 50^oC$ (T_g es la temperatura de activación) para materiales compuestos con matriz termoestable– la deformación plástica acarrea viscosidad. Por tanto, el material se puede deformar incluso sometido a carga constante. Cuando esta deformación es lo suficientemente grande, se producen descohesiones intergranulares que producen daño, y un incremento de la velocidad de deformación a lo largo de la fase terciaria de creep. Los gradientes de daño por creep son similares a los gradientes de deformación visco-plástica.

- **Daño por fatiga a ciclos bajos**

Cuando un material está sometido a cargas cíclicas de valor elevado el daño aparece y se desarrolla junto con deformaciones plásticas cíclicas, tras un periodo de incubación que precede a las fases de nucleación y propagación de las micro-grietas. El grado de localización del daño es mayor que el del daño dúctil o por creep. Debido a los altos valores de tensión aplicados, la fatiga a ciclos bajos se caracteriza por un valor bajo de ciclos hasta la rotura del material, N_R, generalmente inferior a 10^4 ciclos.

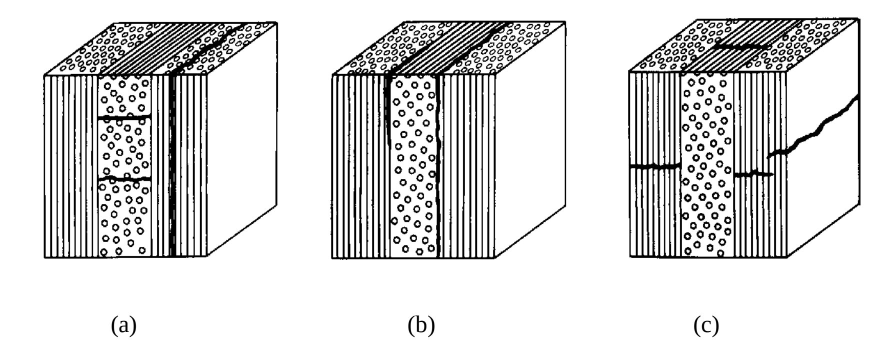
- **Daño por fatiga a ciclos altos**

Cuando un material está sometido a cargas cíclicas más bajas, la deformación plástica a nivel mesoscópico es pequeña y a menudo despreciable. Puede darse el caso de que sea elevada en el ámbito microscópico cuando aparecen micro-grietas transgranulares, pero sólo en algunos planos, y más a menudo en la superficie del espécimen por mecanismos de intrusión-extrusión. El número de ciclos de fatiga se extiende más allá de los 10^5 ciclos.

2.2.1.4 El daño en los materiales compuestos de fibra continua

Las grietas que producen el daño en los materiales compuestos aparecen de distintas maneras debido a la anisotropía del material. En el caso de laminados de fibra continua, el tipo de material compuesto más extendido, los tipos y modos de fractura que se pueden encontrar dependen tanto de la dirección de la carga como de la orientación de las fibras en las láminas que forman el material. Esta diversidad impide por tanto asignar tipos de daño bien definidos en una escala macroscópica. Sin embargo, la definición de los tipos de grieta a nivel mesoscópico da una idea bastante clara sobre cómo clasificar los modos de fallo asociados al daño del mismo modo que se hace en los metales.

Las grietas que aparecen en un material compuesto a nivel mesoscópico pueden dividirse en tres tipos fundamentales: interlaminares, intralaminares y translaminares. La figura 2.2.1 muestra un esquema de la forma de estas grietas. Del mismo modo que los términos intragranular y transgranular forman parte de la terminología empleada generalmente en los materiales metálicos, la clasificación de los tipos de grieta en los materiales compuestos trata también de describir el plano donde se produce la grieta respecto a los componentes micro-estructurales del material. Las grietas translaminares son aquellas orientadas transversalmente con respecto al plano del laminado, y generalmente dan lugar a roturas en la fibra. Las grietas interlaminares crean daño entre diferentes láminas, mientras que las grietas intralaminares se encuentran en el interior de los planos de cada lámina. Las grietas translaminares llevan asociada rotura de fibras, mientras que las intralaminares e interlaminares aparecen en el plano del laminado, y por tanto no producen la rotura de las fibras. Mediante esta terminología se puede describir el daño en función de los mecanismos de grietas presentes en un material compuesto. Estos mecanismos de daño reflejan el tipo de carga bajo el que se produce la separación entre átomos en el ámbito microscópico: tracción, cortadura o compresión.



(a) (b) (c)

Figura 2.2.1 Diferentes formas de daño en materiales compuestos de fibra continua. (a) Grietas intralaminares, (b) Grietas interlaminares, (c) Grietas translaminares

- **Daño intralaminar y daño interlaminar**

A escala microscópica los tipos de grieta que ocasionan el daño intralaminar e interlaminar en los materiales compuestos de fibra continua pueden describirse de modo semejante. En ambos casos la grieta progresa en un plano paralelo al ocupado por las fibras de refuerzo. La fractura puede ser descrita del mismo modo en que se hacía para los materiales metálicos: modo I para tracción, modo II para cortadura en el plano, y modo III para cortadura fuera del plano. La figura 2.2.2. muestra un esquema de los diferentes modos de fractura en materiales compuestos de fibra continua.

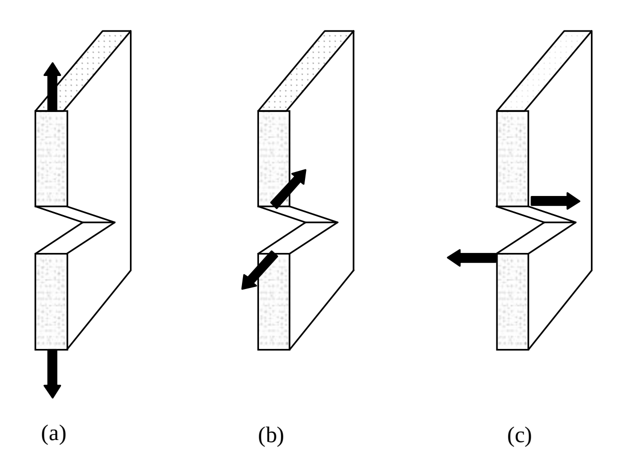


Figura 2.2.2 Modos de daño en los materiales compuestos con refuerzo de fibra continua. (a) Modo I por tracción, (b) Modo II por cortadura en el plano, (c) Modo III por cortadura fuera del plano

Como el daño interlaminar e intralaminar aparece en el mismo plano de las fibras de refuerzo, los mecanismos de daño tienden a estar dominados por fractura en la matriz y por separación fibra-matriz. En general, la separación entre la fibra y la matriz se produce en la interfase entre ambas tanto para Modo I como para Modo II. La mayoría de las matrices se usan en la actualidad son termo-estables, en las que el daño por fallos en la cohesión tiene características de fallo frágil. Al igual que en los metales y en polímeros sin refuerzo, el daño por pérdida de cohesión presenta superficies de fractura relativamente planas con poca evidencia de deformación en el material. El plano en el que se desarrollan la susodicha fractura frágil generalmente es normal a la dirección de la tensión local aplicada. El mecanismo microscópico de separación del material tanto en Modo I como en Modo II es el mismo, es decir, tracción y rotura frágil. La única diferencia entre ambos modos es la orientación de las tensiones principales.

En el caso de rotura por Modo I en tracción, la máxima tensión principal se produce en la dirección perpendicular al plano de fractura. La tensión produce hendiduras de tipo frágil que a su vez originan superficies planas distinguibles de pérdida de cohesión en la matriz. El daño producido en Modo II por cortadura en el plano, aunque también presente características de fractura frágil producida por esfuerzos de tracción, exhibe una apariencia distinta a la fractura por tracción en Modo I. Bajo estas condiciones de carga, los planos del laminado que se forman a cada lado de la grieta se desplazan lateralmente uno respecto del otro. Es fácil comprobar mediante el círculo de Mohr que la máxima tensión principal en el caso de cortadura forma un ángulo de 45º respecto al plano de fractura. Como la rotura frágil de la matriz aparece en la dirección normal a la máxima tensión principal, la micrografía de un material compuesto con rotura por Modo II presenta una serie de micro-grietas inclinadas claramente distinguibles, como se puede observar en la figura 2.2.3.

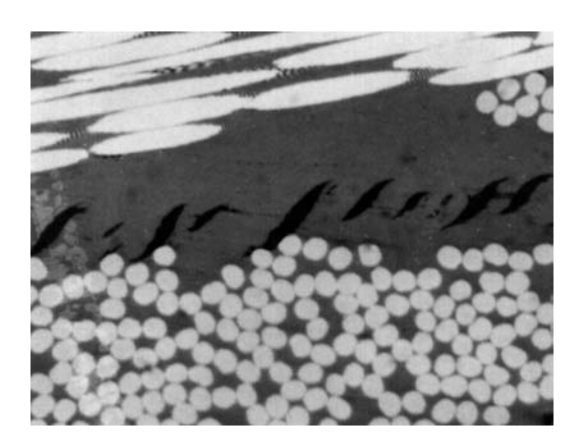


Figura 2.2.3 Micro-grietas en una probeta ensayada a cortadura a 132ºC , x 500

La coalescencia de estas grietas se produce durante el proceso de fractura, que resulta en la formación de una serie de placas abombadas. La parte cóncava aparece en la superficie de unión, en la parte opuesta a donde se produce la separación de estas placas.

Los modos básicos de rotura que se representan en la figura 2.2.1 son un caso simplificado de rotura inter e intralaminar, en los que las grietas progresan en direcciones paralelas respecto a las láminas. Sin embargo, en la mayoría de los materiales compuestos de fibra continua, el refuerzo tiende a estar orientado según una variedad de ángulos con objeto de obtener las propiedades adecuadas. En dichas estructuras, la dirección de propagación de las grietas tiende a seguir trayectorias distintas a la de la dirección de las fibras, dependiendo de la dirección de la carga y del grado de anisotropía del material. Es importante conocer cómo estos factores alteran los modos básicos representados en la figura 2.2.2, y cómo se puede entonces determinar la dirección de propagación de las grietas.



Figura 2.2.4 Grietas con aspecto de pluma producidas en Modo I de fractura

En el caso de fractura por Modo I, lo más fácil consiste en considerar primero aquél modo que se genera por tensión interlaminar. La fractura que aparece en la dirección paralela a las fibras presenta una superficie plana por fractura frágil de la matriz. También es característica la presencia de arrugas. Al igual que en los

metales, estas arrugas corresponden a crestas de rotura formadas por micro-desplazamientos de los planos de fractura. A medida que la grieta crece, estos planos se unen, lo que resulta en la coalescencia de los mismos en esta estructura abultada. Como en el caso de los metales, esta coalescencia se puede tomar como referencia para conocer la dirección de propagación de la grieta. Otra característica es la textura morfológica que presentan estas zonas de rotura frágil, aunque esta textura sólo se hace visible para niveles de magnificación elevados (figura 2.2.4). Como en los metales, estas grietas presentan una forma de galón y una textura de pluma de ave, con la punta orientada hacia la dirección de propagación de la grieta.

La dirección del crecimiento de las grietas en el caso de fallo por cortadura interlaminar no se puede establecer con la misma confianza que en el caso de fractura por Modo I. Bajo cargas de cortadura, la separación del material se produce por la coalescencia de micro-grietas producidas por esfuerzos de tracción y que se desplazan por efecto de la cortadura. El crecimiento de cada micro-grieta y su posterior coalescencia puede tener lugar en cualquiera de las dos direcciones principales. Como resultado, las placas de rotura que se forman por cortadura y las marcas características como grietas sinuosas o texturas no tienen por qué estar orientadas en la dirección de crecimiento de la grieta.

- **Fractura Translaminar**

Macroscópicamente, la fractura translaminar por tensiones de tracción presenta una superficie de rotura extremadamente rugosa, con gran cantidad de fibras emergiendo del plano de rotura (figura 2.2.5a). Hay poca evidencia de delaminación junto a la superficie de fractura. El principal mecanismo de rotura es es la rotura frágil de las fibras. Las fibras se agrupan en haces, y presentan una superficie de rotura relativamente plana (figura 2.2.5b). La figura 2.2.5c muestra la tipica topografía radial que se encuentra en los extremos fracturados de las fibras. La fractura por tracción no progresa a través de un frente de grieta definido. En realidad, el frente de grieta consiste en varias zonas de fractura aisladas – en diferentes planos axiales – que se juntan y propagan en una dirección global de propagación. Esta dirección de propagación se puede determinar a través de un mapeado de los extremos de las fibras (figura 2.2.5d).

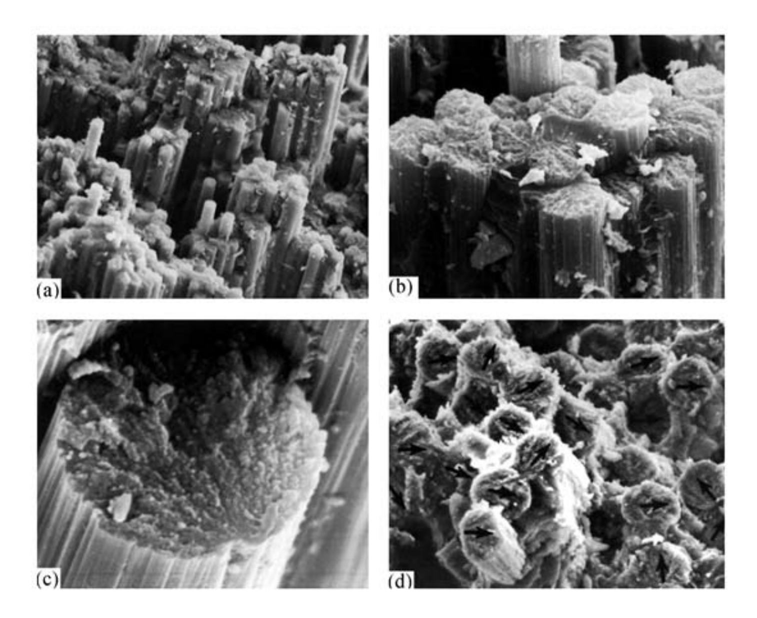


Figura 2.2.5 Fractura translaminar por tracción

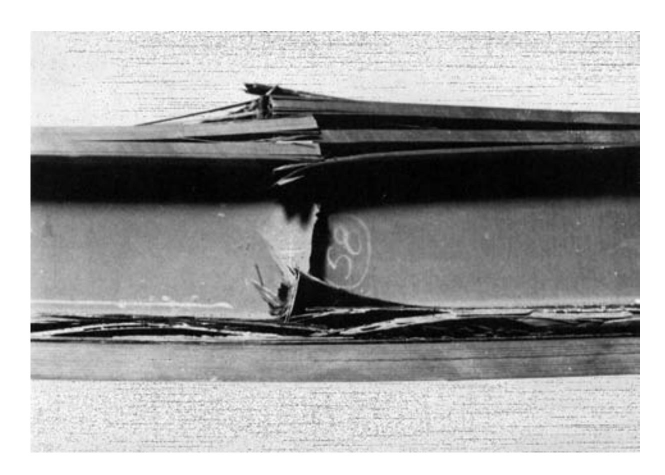


Figura 2.2.6 Vista lateral de un especimen roto a compresión, con extensa delaminación.

En cuanto a la fractura por compresión, esta clase de rotura presenta un elevado pandeo, como se aprecia en la figura 2.2.6. Los extremos de las fibras rotas revelan una superficie plana de rotura, con extensas zonas dañadas. La superficie de rotura es mucho más plana que en el caso de rotura por tracción. El pandeo de fibras, rotura en los extremos de las fibras, rotura de matriz y daño post-fractura son las principales características micro-gráficas de la fractura translaminar por compresión.

2.2.2 REPRESENTACIÓN MECÁNICA DEL DAÑO

2.2.2.1 Variable de daño superficial unidimensional

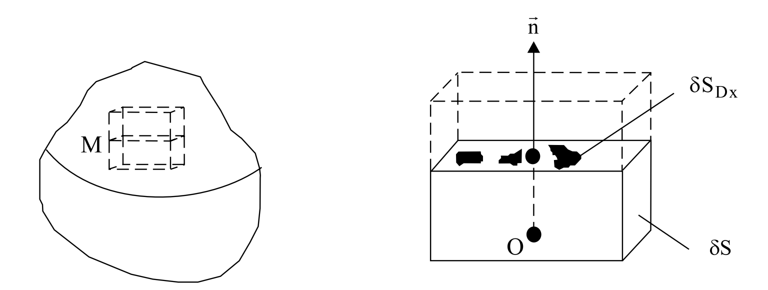


Figura 2.2.7 Definición del daño en el elemento representativo de volumen (ERV)

El primero en introducir esta definición fue L.M. Kachanov, en 1958. De la sección anterior se puede deducir que el daño se puede interpretar en el ámbito microscópico como la creación de micro-superficies de discontinuidad: la rotura de enlaces atómicos y el crecimiento plástico de micro-cavidades. En una escala media, el número de enlaces rotos o la pauta seguida por las micro-cavidades en un plano se puede aproximar por el área de la intersección de todos los defectos con ese plano. Con objeto de disponer de una variable adimensional que manipular, esta área se divide por el tamaño del Elemento Representativo de

Volumen (ERV). Por tanto, este tamaño es de importancia primordial a la hora de definir una variable en el sentido de la Mecánica del Sólido Continuo. Esta variable debe representar en cada punto el efecto de los micro-defectos en el fallo del material a través del elemento de volumen en escala mesoscópica. Es similar a la plasticidad, donde la deformación plástica representa en cada punto la media de muchos planos de dislocación.

Consideramos el Elemento Representativo de Volumen en un punto *M*, orientado según un plano definido por su normal, $\vec{n}$, y la abscisa a lo largo de la dirección $\vec{n}$, como se muestra en la figura 2.2.7. En este caso, δS es el área de la intersección del plano con el ERV, y δS_{Dx} es el área efectiva de la intersección entre todas las micro-grietas y micro-cavidades y el área δS. Por tanto, el valor del daño D(M, $\vec{n}$, x) en el punto *M*, en la dirección $\vec{n}$ y en la abscisa *x* viene dado por:

$$D(M, \vec{n}, x) = \frac{\delta S_{Dx}}{\delta S} \qquad \text{(Ec. 2.2.2)}$$

Con objeto de definir una variable continua en todo el ERV que represente la degradación del mismo hasta su rotura en dos partes, es necesario comprobar el valor de *D* en todos los planos con distinto valor de *x*, y considerar aquél que se encuentre más dañado.

$$D\,(M, \vec{n}) = \underset{(x)}{Max}\left[D(M, \vec{n}, x)\right] \qquad \text{(Ec. 2.2.3)}$$

La coordenada *x* desaparece, por tanto:

$$D\,(M, \vec{n}) = \frac{\delta S_D}{\delta S} \qquad \text{(Ec. 2.2.4)}$$

De esta definición se deriva que el valor del escalar *D*, que depende del punto y la dirección considerada, está dentro del intervalo entre 0 y 1:

$$0 \le D \le 1 \qquad \text{(Ec. 2.2.5)}$$

D = 0: material sin dañar

D = 1: rotura completa del ERV en dos partes

En realidad la rotura tiene lugar para valores de $D < 1$, debido a procesos de inestabilidad. Si consideramos el caso de un sólido con daño homogéneo en una sola dimensión, como el que aparece en la figura 2.2.7, la definición del daño como la densidad superficial de micro-defectos toma una forma muy simple:

$$D = \frac{S_D}{S} \qquad \text{(Ec. 2.2.6)}$$

2.2.2.2 Concepto de tensión efectiva

Este concepto fue desarrollado por Y.N. Rabotnov en 1968, basándose en los estudios previamente realizados por Kachanov. Considerando que el elemento representativo de volumen de la figura 2.2.8. está

cargado mediante una fuerza $\vec{F} = F\vec{n}$, la tensión de tracción uniaxial es:

$$\sigma = \frac{F}{S} \qquad \text{(Ec. 2.2.7)}$$

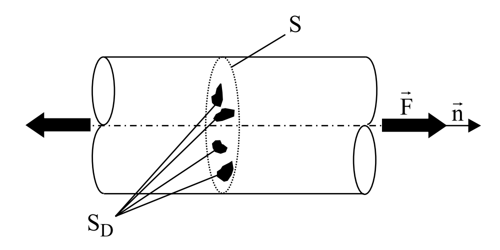


Figura 2.2.8 Elemento dañado unidimensional

Si los defectos son abiertos de manera que no existen micro-fuerzas actuando en la superficie de las micro-grietas o de las micro-cavidades representadas por S_D, entonces se puede introducir el concepto de tensión efectiva, $\tilde{\sigma}$, que depende de la superficie que realmente resiste la carga, es decir,

$$\tilde{\sigma} = \frac{F}{S - S_D} \qquad \text{(Ec. 2.2.8)}$$

Introduciendo la variable de daño dada por la ecuación 2.2.6:

$$\tilde{\sigma} = \frac{F}{S\left(1 - \frac{S_D}{S}\right)} \qquad \text{(Ec. 2.2.9)}$$

ó

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - D} \qquad \text{(Ec. 2.2.10)}$$

Esta definición corresponde a la tensión efectiva en el material sometido a tracción. En compresión, si los defectos se cierran, el daño permanece sin cambios, y la superficie que resiste la carga efectivamente es mayor que $(S - S_D)$. En el caso de que todos los defectos se cerraran, la tensión efectiva en compresión, σ, sería igual a la tensión aplicada, σ.

Volviendo a la definición del área 'efectiva' de micro-grietas, δS_D, el término 'efectivo' ha de entenderse como 'resistencia', que tiene en cuenta las concentraciones de micro-tensiones y la interacción mutua entre defectos sometidos tanto a tracción como a cortadura. Sólo la Micromecánica puede dar un significado preciso a este concepto, que tiene que ser considerado globalmente a nivel mesoscópico mediante la identificación de la variable de daño por medio de su acoplamiento con las variables elásticas o plásticas.

2.2.2.3 Principio de deformación equivalente

Esta es la primera aportación de J. Lemaitre en 1971 a la Teoría del Daño en el Medio Continuo. Un modo de evitar tener que llevar a cabo un análisis micromecánico para cada tipo de defecto y cada modo de daño es el de postular un principio a nivel mesoscópico. En Termodinámica, el método del estado local asume que el estado termodinámico en un punto está completamente definido por los valores en el tiempo de un conjunto de variables de estado continuas que dependen del punto en cuestión. Este postulado aplicado a nivel mesoscópico impone la obligación de que las ecuaciones constitutivas de la deformación en un elemento micro-volumétrico no se vean afectadas por un elemento micro-volumétrico en la vecindad que posea una micro-grieta. Extrapolándolo a la meso-escala, este concepto significa que las ecuaciones constitutivas de deformación planteadas para la superficie $(S - S_D)$ o bien no se ven afectadas por el daño, o bien la tensión verdadera actuando sobre el material es en realidad la tensión efectiva, $\tilde{\sigma}$, y no la tensión aplicada, *s*. Por tanto, el principio estipula que cualquier ecuación constitutiva de las deformaciones en un material dañado puede ser derivada del mismo modo que las pertenecientes a un material sin dañar, pero sustituyendo en ellas la tensión por la tensión efectiva.

Material sin dañar

$D = 0$

$$\varepsilon = f(\sigma,...)$$

Material dañado

$0 < D < 1$

$$\varepsilon = f\left(\frac{\sigma}{1-D}\right)$$

Esta definición es un principio porque sólo ha sido demostrado para algunos casos mediante técnicas de homogeneización. Puede ser aplicado tanto a casos elásticos como plásticos.

2.2.2.4 Acoplamiento entre deformaciones y daño; Criterio de rotura; Umbral de daño

- **Rango Elástico**

Dentro del rango elástico existe un estado de acoplamiento directo a través del concepto de tensión efectiva. Para un caso simple de tracción uniaxial:

Material sin dañar

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E}$$

Material dañado

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E(1-D)}$$

El módulo de elasticidad del material dañado definido por la razón $\tilde{E} = \frac{\sigma}{\varepsilon_e}$ es:

$$\tilde{E} = E(1-D) \qquad \text{(Ec. 2.2.11)}$$

- **Rango Plástico**

Existe un acoplamiento cinético durante el desarrollo de deformaciones plásticas, acoplamiento que ha de reflejarse al formular el criterio de plasticidad que se use para derivar las ecuaciones cinéticas constitutivas. Los dos tipos de endurecimiento plástico considerados habitualmente son:

· Endurecimiento isótropo, relacionado con la densidad de dislocaciones o con la destrucción de defectos

· Endurecimiento cinético, relacionado con el estado interno de concentración de micro-tensiones. La correspondiente tensión de vuelta define el centro del dominio elástico en el plano tracción-compresión, o en tres dimensiones.

Si s_y es el límite plástico, *R* es la tensión debida a endurecimiento isótropo, y *X* la contratensión asociada al endurecimiento cinético - ambas funciones de la deformación plástica -, el criterio de plasticidad representado en la figura 2.2.9 para un caso unidimensional que define el comienzo de la fluencia es:

$$\sigma = \sigma_y + R + X \qquad \text{(Ec. 2.2.12)}$$

ó

$$f = |\sigma - X| - R - \sigma_y = 0 \qquad \text{(Ec. 2.2.13)}$$

donde *f* es la función que permite derivar las ecuaciones constitutivas para la deformación plástica:

(Ec. 2.2.14)

$$\exists \dot{\varepsilon}_p \neq 0 \ \text{si} \begin{cases} f = 0 \\ y \\ \dot{f} = 0 \end{cases} \qquad \dot{\varepsilon}_p \neq 0 \ \text{si} \begin{cases} f < 0 \\ y \\ \dot{f} < 0 \end{cases}$$

Considerando pequeñas deformaciones, la deformación puede escribirse como la suma de la deformación plástica más la deformación elástica

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p \qquad \text{(Ec. 2.2.15)}$$

En presencia de daño, y de acuerdo con el principio de equivalencia, la función de fluencia, *f*, se puede escribir como:

$$f = \left| \frac{\sigma}{1-D} - X \right| - R - \sigma_y = 0 \qquad \text{(Ec. 2.2.16)}$$

Mediante experimentos, se puede comprobar que el daño afecta igualmente al límite de fluencia, a la tensión de endurecimiento isótropo y a la contratensión, tal como se muestra en la figura 2.2.9.

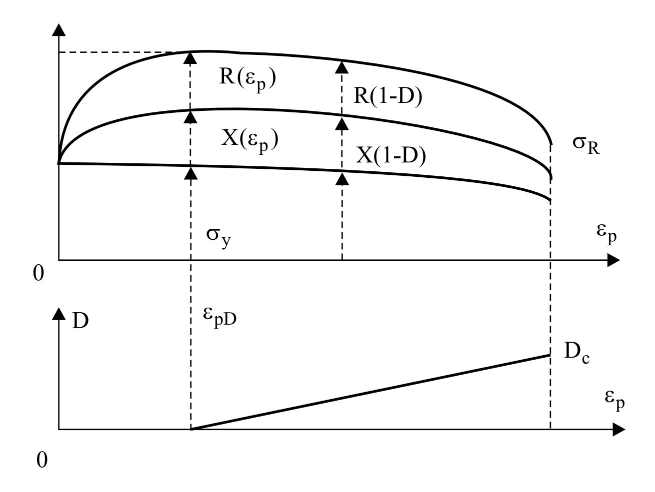


Figura 2.2.9 Esquema de la evolución del criterio de plasticidad con el daño

Por tanto, la ecuación 2.2.12 puede escribirse en términos de daño y según el principio de equivalencia como:

$$\sigma = (\sigma_y + R + X)(1 - D) \qquad \text{(Ec. 2.2.17)}$$

- **Criterio de Rotura**

La rotura a nivel mesoscópico consiste en el inicio de una grieta que ocupa toda la superficie del ERV, es decir, $D = 1$. La mayoría de las veces este fenómeno es debido a un proceso de inestabilidad que produce la rotura de los enlaces entre átomos de forma repentina en el área resistente restante, como es el caso de la mayoría de los materiales compuestos de matriz polimérica. Por tanto, es necesario definir un valor crítico de daño, D_C, que dependerá del material y de las condiciones de carga. Este valor de rotura está caracterizado por un valor crítico de la tensión efectiva que actúa sobre el área resistente, σ_∞, que es la máxima tensión que puede soportar el material.

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - D_c} = \sigma_\infty \qquad \text{(Ec. 2.2.18)}$$

En la práctica σ_∞ ha de ser aproximadamente igual a la tensión última, σ_u, aunque este valor es siempre algo inferior pero mucho más fácil de identificar. Por tanto:

$$D_c \cong 1 - \frac{\sigma}{\sigma_u} \qquad \text{(Ec. 2.2.19)}$$

De esta ecuación se obtiene el valor crítico del daño para el inicio de una meso-grieta y para una tensión de tracción uniaxial determinada, *s*. La tensión última, σ_u, es una variable que depende del material; el valor de D_C puede oscilar entre $D_C \cong 0$ para fractura frágil pura y $D_C \cong 1$ para rotura dúctil pura, aunque generalmente D_C permanece en el intervalo entre 0.2 y 0.5.

Esta relación aplicada a un ensayo de tracción monótono, que se usa como referencia, define el daño crítico correspondiente, D_{1C}, que se considera como una característica del material.

$$D_{1C} = 1 - \frac{\sigma_R}{\sigma_u} \qquad \text{(Ec. 2.2.20)}$$

donde σ_R es la tensión hasta la rotura.

- **Umbral de Daño**

Antes de que se inicien las micro-grietas, creando el daño representado por *D*, ha de producirse la nucleación de las mismas mediante la acumulación de las micro-tensiones asociadas con la incompatibilidad entre micro-deformaciones o por la acumulación de dislocaciones en metales. En el caso de tracción pura este umbral corresponde a cierto valor de la deformación plástica, ε_{pD}, por debajo del cual no se produce daño causado por las micro-grietas.

$$\varepsilon_p < \varepsilon_{pD} \Rightarrow D = 0 \qquad \text{(Ec. 2.2.21)}$$

Por tanto, las cuatro relaciones principales que constituyen la base de la Mecánica del Daño son:

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E(1-D)} \quad \text{en el rango elástico}$$

$$f = \left| \frac{\sigma}{1-D} - X \right| - R - \sigma_y = 0 \quad \text{como criterio de fluencia plástica}$$

$$\varepsilon_p < \varepsilon_{pD} \Rightarrow D = 0 \quad \text{como umbral de daño}$$

$$D = D_c \quad \text{como criterio para comienzo de grieta}$$

- **Cálculo del área efectiva de daño**

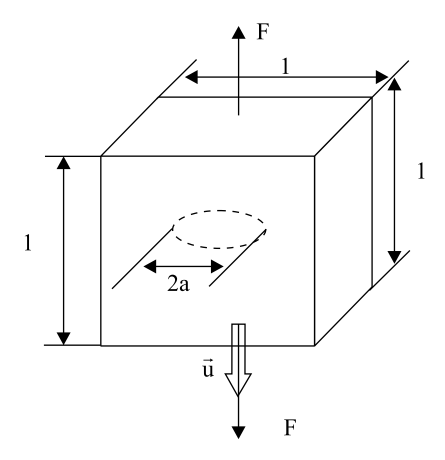


Figura 2.2.10 Elemento de volumen conteniendo un única grieta

La variable uni-dimensional de daño ha sido definida como la densidad superficial "efectiva" de las intersecciones de las microgrietas y cavidades en la sección más dañada que existe en el material. El siguiente ejemplo muestra cómo podría calcularse esta variable. Considérese un elemento de volumen tridimensional en la escala media, que contiene una grieta circular cargada en Modo I por una fuerza *F* perpendicular al plano de la grieta, como muestra la figura 2.2.10.

El daño total definido según la teoría de daño continuo es el daño producido en el plano de la grieta, según la fórmula:

$$D = \frac{\delta S_D}{\delta S}$$

es decir,

$$D = \frac{\pi a^2}{l^2} k \qquad \text{(Ec. 2.2.22)}$$

donde k es el factor de corrección debido a la concentración de tensiones en la vecindad de la grieta, y en la línea que define el área efectiva dañada.

Aplicando el principio de equivalencia de deformaciones junto con el concepto de tensión efectiva, el daño también puede definirse como la variación de la rigidez R_a en el meso-elemento

$$\vec{F} = (1 - D)\, R_0 \vec{u} \qquad \text{(Ec. 2.2.23)}$$

donde $\vec{u}$ es el desplazamiento elástico correspondiente a la carga $\vec{F}$, y R_o es la rigidez inicial del elemento sin contener ninguna grieta.

$$R_a = R_0\,(1 - D) \qquad \text{(Ec. 2.2.24)}$$

con

$$R_0 = \frac{El^2}{l} = El \qquad \text{(Ec. 2.2.25)}$$

donde E es el módulo elástico del material.

El cálculo de R_a puede hacerse de dos maneras según los conceptos de la Mecánica de Fractura clásica:

- **Ratio de producción de energía de deformación**

Si W es la energía de deformación, y A el área de la grieta:

$$G = -\frac{1}{2} \left.\frac{\partial W}{\partial A}\right|_{F=const} = -\frac{1}{2} \frac{F^2}{R_a^2} \frac{dR_a}{2\pi a \cdot da} \qquad \text{(Ec. 2.2.26)}$$

- **Factor de cocentración de tensiones para una grieta circular en un sólido infinto y cargado en modo I:**

$$K = \frac{2}{\pi}\sigma_\infty \sqrt{\pi a} = \frac{2}{\pi}\frac{F}{l^2}\sqrt{\pi a} \qquad \text{(Ec. 2.2.27)}$$

En un caso generalizado de deformación plana (ν es el módulo de Poisson del material)

$$G = \frac{K^2}{E}(1 - v^2) \qquad \text{(Ec. 2.2.28)}$$

Igualando las dos definiciones de *G*:

$$-\frac{l^4}{16}\frac{dR_a}{R_a^2} = \frac{1 - v^2}{E} a^2\, da \qquad \text{(Ec. 2.2.29)}$$

Esta ecuación puede integrarse desde a = 0, $R_a = R_0$, hasta el estado actual (a, R_a)

$$R_a = \left[\frac{1}{R_0} + \frac{16(1 - v^2)\,a^3}{3El^4}\right]^{-1} \qquad \text{(Ec. 2.2.30)}$$

Si asumimos que el tamaño de la grieta es pequeño comparado con el elemento de volumen (a/l << l), es decir, la variación en rigidez es pequeña, entonces:

$$R_a = R_0\left[1 - + \frac{16(1 - v^2)a^3}{3El^4} R_0\right] \qquad \text{(Ec. 2.2.31)}$$

De la ecuación 2.2.31 se puede obtener una expresión para *D*:

$$D = 1 - \frac{R_a}{R_0} = \frac{16(1 - v^2)\,a^3}{3l^3} = \frac{\pi a^2}{l^2}\frac{16(1 - v^2)}{3\pi}\frac{a}{l} \qquad \text{(Ec. 2.2.32)}$$

de lo que se deduce que, en el caso en el que $\nu = 0.3$:

$$k = \frac{16(1 - v^2)}{3\pi}\frac{a}{l} \cong 1.55\frac{a}{l} \qquad \text{(Ec. 2.2.33)}$$

Esto significa que, para este caso en particular y cuando $a/l << 1$, el valor del daño es siempre menor que la densidad de grietas.

En este ejemplo en el que el daño es *D*, la tensión efectiva es fácilmente calculable como la tensión en el caso de que la grieta se abra:

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1-D} = \frac{F^{+}}{l^{2}\,(1-D)}$$ en tracción cuando la grieta se abre.

$$\tilde{\sigma} = \sigma = \frac{F^{-}}{l^{2}}$$ en compresión cuando la grieta se cierra.

2.2.3 MEDIDA EMPÍRICA DEL DAÑO

2.2.3.1 Variación del módulo elástico

Constituye una medida indirecta del daño basada en la influencia del mismo en la elasticidad del material, a través del acoplamiento explicado en la Sección 2.2.3.4.

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E(1-D)}$$

Este método destructivo asume daño uniforme y homogéneo en la sección de la probeta donde se coloca la galga extensométrica. Si $\tilde{E} = E(1-D)$ es el módulo elástico del material dañado, los valores del daño se pueden hallar a partir de las medidas de $\tilde{E}$, siempre que sea conocido el valor inicial del módulo elástico, *E*.

$$D = 1 - \frac{\tilde{E}}{E} \qquad \text{(Ec. 2.2.34)}$$

Este método ha resultado ser muy útil, aunque requiere medidas extensométricas muy precisas. El módulo dañado $\tilde{E}$ se mide mucho más precisamente durante la descarga del material. Esta técnica puede ser empleada en cualquier tipo de daño siempre que éste sea uniformemente distribuido en el volumen donde se ha colocado la galga extensométrica, lo que constituye la principal limitación del método. Si el daño es muy localizado, como es el caso en fatiga a ciclos altos en materiales metálicos, se recomienda la utilización de otros métodos de medida del daño.

Ha de prestarse especial cuidado a la presencia de no-linelidades. Tanto al comienzo como al final de las trayectorias de descarga del material en el plano (σ, ε) existen pequeñas no-linealidades debidas a efectos viscosos o de endurecimiento, e incluso en ocasiones producidas por los propios aparatos de medida. Se aconseja ignorar estos efectos, y por tanto se recomienda que la medida de $\tilde{E}$ se establezca en el rango

$$0.15\frac{F_{max}}{S} < \frac{F}{S} < 0.85\frac{F_{max}}{S} \qquad \text{(Ec. 2.2.35)}$$

En el caso de los materiales compuestos, con objeto de evitar los fenómenos de viscoelasticidad que pueden afectar a la medida del daño en el material, se recomienda que se emplee la misma velocidad de descarga tanto para las medidas de E como de $\tilde{E}$. La figura 2.2.11. muestra un ejemplo de la curva de daño para un material compuesto carbón-carbón.

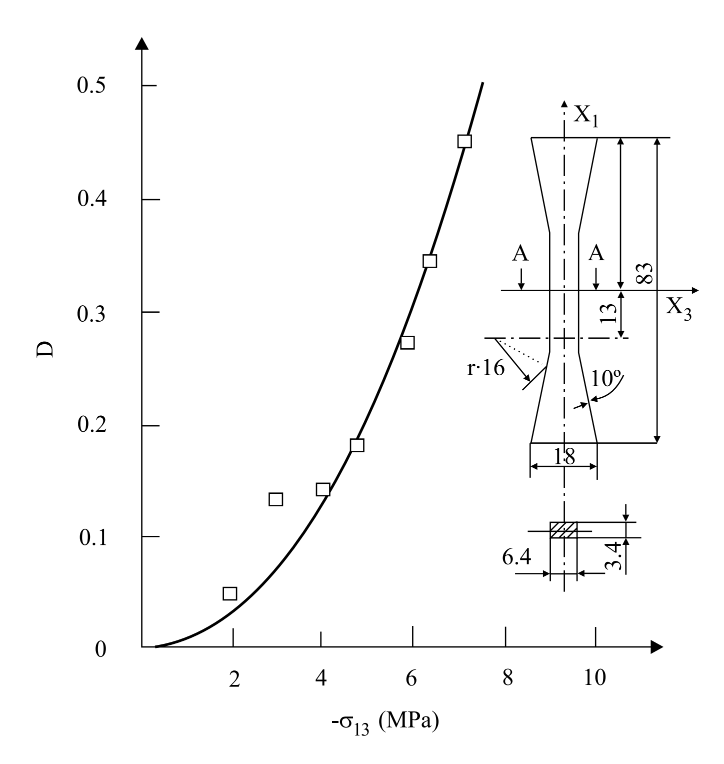


Figura 2.2.11 Evolución del daño frágil a cortadura fuera del plano en un material compuesto carbón-carbón

2.2.3.2 Variación de la respuesta cíclica plástica

La plasticidad del material constituye una buena medida del daño en la fatiga a ciclos bajos. La ley de plasticidad cíclica para un caso uniaxial en la estabilización del material se puede considerar como una ley

exponencial que relaciona la amplitud de la tensión aplicada $\Delta\sigma$ y la amplitud de la deformación plástica $\Delta\varepsilon_p$:

$$\Delta\varepsilon_p = \left(\frac{\Delta\sigma}{K_p}\right)^M \qquad \text{(Ec. 2.2.36)}$$

En el caso de un material dañado

$$\Delta\varepsilon_p = \left(\frac{\Delta\sigma}{K_p(1-D)}\right)^M \qquad \text{(Ec. 2.2.37)}$$

donde K_p y M son parámetros del material.

Considerando un ensayo con amplitud de deformación plástica constante, si $\Delta\sigma^*$ es la amplitud de la tensión en la estabilización al final del periodo de reblandecimiento o endurecimiento cíclico, y antes del comienzo del proceso de daño, entonces

$$\Delta\varepsilon_p = \left(\frac{\Delta\sigma^*}{K_p}\right)^M = \left[\frac{\Delta\sigma}{K_p(1-D)}\right]^M \qquad \text{(Ec. 2.2.38)}$$

de lo que se deduce que

$$D = 1 - \frac{\Delta\sigma}{\Delta\sigma^*} \qquad \text{(Ec. 2.2.39)}$$

2.2.3.3 Respuesta al creep terciario

El daño debido a creep aparece en los materiales compuestos para temperaturas comprendidas en el intervalo T_g ± 50ºC, donde T_g es la temperatura de activación. La identificación del daño durante los ensayos de creep, con tensión s constante, se hace de nuevo a través del principio de deformación equivalente, aplicando en este caso la ley de Norton para la zona secundaria del proceso de creep.

$$\dot{\varepsilon}_p^* = \left(\frac{\sigma}{K_v}\right)^N \qquad \text{(Ec. 2.2.40)}$$

donde K_y y N son constantes del material dependientes de la temperatura.

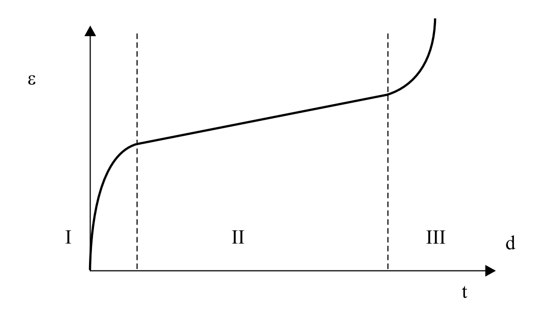


Figura 2.2.17 Fases primaria, secundaria y terciaria de creep

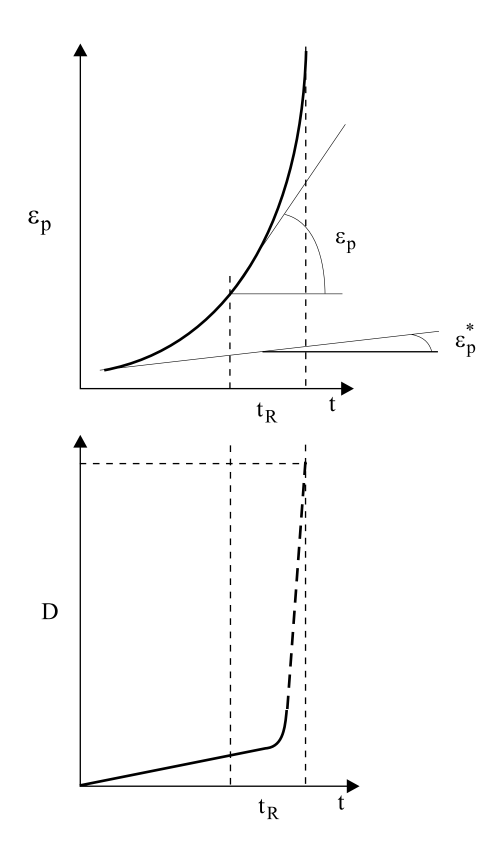


Figura 2.2.13 Evaluación del daño por creep

Asumiendo que el proceso de daño comienza al final de la fase secundaria de creep, durante la fase terciaria podemos considerar que

$$\dot{\varepsilon}_p^* = \left(\frac{\sigma}{K_v(1-D)} \right)^N \qquad \text{(Ec. 2.2.41)}$$

de lo cual se deriva que

$$D = 1 - \left(\frac{\dot{\varepsilon}_p^*}{\dot{\varepsilon}_p} \right)^{1/N} \qquad \text{(Ec. 2.2.42)}$$

donde $\dot{\varepsilon}_p^*$ es la velocidad mínima de creep.

Este método provee de buenos resultados que están en concordancia con los obtenidos mediante la medida de la variación del módulo elástico. La figura 2.2.13 muestra cómo podría ser la forma de las curvas de daño en un caso de creep.

2.2.3.4 Emisión acústica

Constituye un buen método para la detección de la zona dañada, pero a la hora de estimar la variable *D*, este método proporciona una estimación cualitativa.

2.2.4 ASPECTOS TERMODINÁMICOS DEL DAÑO

La formulación en tres dimensiones de los fenómenos expuestos en la Sección 2.2.3 se puede llevar a cabo mediante las teorías termodinámicas que postulan la existencia de potenciales energéticos a partir de los cuales se pueden derivar las leyes de estado y las ecuaciones constitutivas que rigen el comportamiento del material. Considerando las leyes termodinámicas en procesos irreversibles, se pueden definir e identificar dos potenciales dentro del marco de lo que se conoce como Teoría de Estado del Acoplamiento Cinético.

La función potencial de estado, expresada como función de las variables de estado internas del material, define las leyes de estado y las variables asociadas con las variables de estado que a su vez describen la energía asociada con cada proceso físico. En el caso del daño es necesario adoptar un criterio de energía de daño, energía que se deriva a partir de un potencial de daño elástico. El potencial de disipación escrito en función de sus variables asociadas tiene en cuenta las leyes cinéticas de evolución de las variables de flujo disipativo. La ecuación constitutiva del daño describe la evolución del daño como una función de su variable asociada.

Este método es relativamente simple en el caso de daño isótropo. En caso contrario, la formulación en la escala media del material ha de realizarse a través del análisis micromecánico de los mecanismos básicos responsables de la anisotropía. El estudio del crecimiento de las micro-grietas o de las micro-cavidades en el material restringe el grado de anisotropía que es necesario introducir en la formulación. El estudio de su comportamiento posibilita incluso el tener en cuenta los efectos de cierre de grieta, o el análisis en muchos

casos del grado de localización del daño. También justifica la elección de una variable de daño continua en el material, y es capaz de producir una expresión analítica particular para la ley de evolución del daño.

2.2.4.1 Variables termodinámicas y potencial de estado

El método del estado local en la Termodinámica de procesos irreversibles identifica una variable de estado por cada uno de los fenómenos a analizar. Como el daño es un proceso que tiene lugar simultáneamente junto con deformaciones elásticas y plásticas, las variables clásicas de deformación también habrán de ser consideradas.

Dentro de la hipótesis de pequeñas deformaciones y pequeños desplazamientos, las variables de estado en la meso-escala pueden dividirse en:

- **Observables**

  · El tensor de deformaciones, ε, de componentes ε_{ij}, asociado al tensor de tensiones de Cauchy, σ, de componentes σ_{ij}.

  · La temperatura T asociada a la densidad de entropía s.

- **Internas**

  · El tensor de deformaciones elásticas ε^{e}, de componentes ε^{e}_{ip}, asociado a la variable σ

  · El tensor de deformaciones plásticas ε^{p}, de componentes ε^{p}_{ij}, asociado a la variable -σ al considerar la deformación total como la suma de las deformaciones elásticas más las deformaciones plásticas.

$$\varepsilon = \varepsilon^{e} + \varepsilon^{p} \qquad \text{(Ec. 2.2.43)}$$

  · La deformación plástica acumulada r en el estado dañado, cuya variable asociada la constituye la variable de endurecimiento isotrópico, R. El criterio de von Mises empleado en la definición de la función de potencial plástico requiere que su ratio $\dot{r}$ sea una función del daño, así como proporcional a la velocidad de deformación plástica acumulada, definida como

$$\dot{p} = \left(\frac{2}{3}\dot{\varepsilon}^{p}_{ij}\,\dot{\varepsilon}^{p}_{ij}\right)^{1/2} \qquad \text{(Ec. 2.2.44)}$$

R es una medida del incremento del radio del cilindro de fluencia plástica en el espacio de tensiones.

  · α ó α_{ij}, el tensor de deformaciones de recuperación, cuya variable asociada es el tensor de tensiones de recuperación, X^{D} ó X^{D}_{ij} X^{D} es la representación del endurecimientoplástico cinemático,

que se traduce en la traslación del centro de la superficie de fluencia en el espacio de las tensiones deviatóricas, lo que convierte al tensor en deviatórico.

$$\mathrm{tr}(X^D) = X^D_{kk} = 0 \qquad \text{(Ec. 2.2.45)}$$

La figura 2.2.14. representa la superficie de plasticidad en el espacio de tensiones tridimensional.

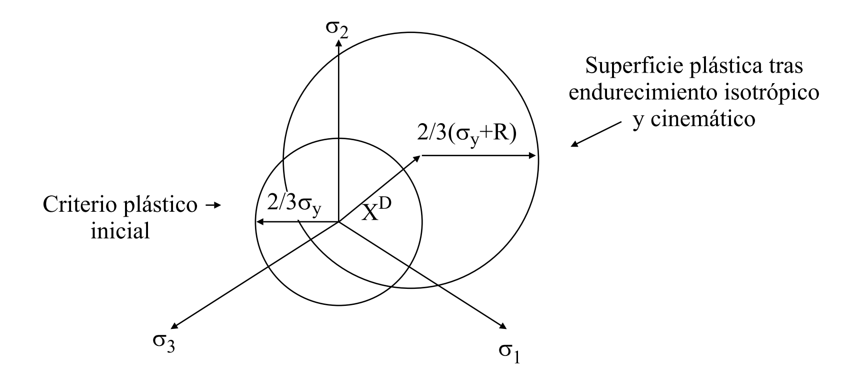


Figura 2.2.14 Superficies plásticas en el espacio de tensiones principales

La variable de daño *D* definida anteriormente como $D = dS_D / dS$, depende de la orientación del plano $\vec{n}$ en la sección *dS*. Si consideramos que el daño es isotrópico, es decir, posee el mismo valor en todas las direcciones, entonces el escalar

$$D = \frac{\delta S_D}{\delta S}; \ \forall \vec{n}$$

caracteriza completamente el estado tridimensional del daño en el ERV en el punto considerado. A partir de ahora llamaremos $\overline{Y}$ a la variable asociada a *D*, que se deriva de la función potencial de estado de daño. Como *D* es adimensional, y el producto $-\overline{Y}\dot{D}$ representa la potencia disipada en el proceso de daño según las leyes de la Termodinámica, se deduce que $-\overline{Y}$ es una variable que expresa una densidad volumétrica de energía.

La tabla 2.2.1 es un resumen de todas las variables que aparecen en las teorías mecánicas del medio continuo en la termoelasticidad, plasticidad y daño.

Tabla 2.2.1 Variables termodinámicas de la teoría de daño

Variables de Estado		Asociadas
Observables	Internas	Variables
ε		σ
T		s
	ε^e	σ
	ε^p	$-\sigma$
	r	R
	α	X^D
	D	$\overline{Y}$

Se asume como postulado que las leyes de estado se derivan a partir de un potencial de estado: una función escalar, cóncava con la temperatura, convexa respecto al resto de las variables, y que contiene a un punto origen. Consideramos la energía libre de Helmholtz como esta función potencial:

$$\psi = \psi(\varepsilon, T, \varepsilon^e, \varepsilon^p, r, \alpha, D) \qquad \text{(Ec. 2.2.46)}$$

En el caso de elastoplasticidad o de elastoviscoplasticidad, las deformaciones actúan a través de su diferencia $\varepsilon - \varepsilon^p = \varepsilon^e$:

$$\psi = \psi([\varepsilon - \varepsilon^p], T, r, \alpha, D) = \psi(\varepsilon^e, T, r, \alpha, D) \qquad \text{(Ec. 2.2.47)}$$

Asumiendo que la densidad ρ es constante, lo que constituye una buena aproximación en el caso de daño dúctil, el Segundo Principio de la Termodinámica escrito como la desigualdad de Clausius-Duhem da las leyes de estado:

$$\sigma = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon^e} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon^p} \qquad \text{(Ec. 2.2.48)}$$

$$s = -\frac{\partial \psi}{\partial T} \qquad \text{(Ec. 2.2.49)}$$

Las variables asociadas se definen como:

$$R = \rho \frac{\partial \psi}{\partial r} \qquad \text{(Ec. 2.2.50)}$$

$$X^D = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \alpha} \qquad \text{(Ec. 2.2.51)}$$

$$\overline{Y} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial D} \qquad \text{(Ec. 2.2.52)}$$

La expresión analítica de ψ se elige en función de las observaciones experimentales y del análisis micromecánico a través de la llamada Teoría de Estado del Acoplamiento Cinético, cuyas bases son:

- La elasticidad lineal
- El acoplamiento entre las deformaciones elásticas y el daño como se mostraba en la Sección 2.2.3.4. de manera experimental, o de manera analítica como demostraron B. Budiansky y R. O'Connell.
- El principio de deformaciones equivalentes establecido en la Sección 2.2.3.3 junto con el concepto de tensión efectiva escrita en forma tensorial para el caso tridimensional:

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1-D} \quad \text{ó} \quad \tilde{\sigma}_{ij} = \frac{\sigma_{ij}}{1-D} \qquad \text{(Ec. 2.2.53)}$$

Como a estas alturas el daño todavía lo consideramos isotrópico, la variable de daño tiene la misma influencia en todos los componentes del tensor de tensiones de Cauchy. En el caso de daño anisotrópico, la variable de daño ya no es un escalar, y la definición de tensión efectiva introduce un operador más complejo (Sección 2.2.6.). Todavía no se tiene en cuenta la diferencia de comportamiento entre tracción y compresión, aunque se hará más adelante.

- Se considera que no existe acoplamiento entre el fenómeno plástico y el elástico, ni entre el daño y la plasticidad.
- El endurecimiento plástico sigue las expresiones clásicas de endurecimiento isotrópico y el endurecimiento cinemático (Sección 2.2.5.4).
- Los procesos se consideran isotermos:

$$\psi = \frac{1}{\rho}\left[\frac{1}{2} a_{ijld}\, \varepsilon^e_{ij}\, \varepsilon^e_{ld}\,(1-D) + R_\infty\left[r + \frac{1}{b}\exp(-br)\right] + \frac{X_\infty \gamma}{3}\, \alpha_{ij}\, \alpha_{ij}\right] \qquad \text{(Ec. 2.2.54)}$$

La ley de la elasticidad acoplada con el daño es

$$\sigma_{ij} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon_{ij}} = a_{ijld}\, \varepsilon^e_{ld}(1-D) \qquad \text{(Ec. 2.2.55)}$$

donde *a* es el tensor de rigidez de cuarto orden; obteniendo la inversa para el caso isótropo:

$$\varepsilon_{ij}^{e} = \frac{1+\nu}{E}\frac{\sigma_{ij}}{1-D} - \frac{\sigma_{kk}}{1-D}\delta_{ij} \qquad \text{(Ec. 2.2.56)}$$

La tensión escalar de endurecimiento isótropo se expresa como:

$$R = \rho\frac{\partial\psi}{\partial r} = R_{\infty}\left[1 - \exp(br)\right] \qquad \text{(Ec. 2.2.57)}$$

R_{∞} y b son dos parámetros que caracterizan el endurecimiento isótropo para cada material.

El tensor de tensiones correspondientes al endurecimiento cinemático se expresa como:

$$X_{ij}^{D} = \rho\frac{\partial\psi}{\partial\alpha_{ij}} = \frac{2}{3}X_{\infty}\,\gamma\,\alpha_{ij} \qquad \text{(Ec. 2.2.58)}$$

X_{∞} y γ son dos parámetros que caracterizan el endurecimiento cinemático no lineal. El factorde 2/3 asegura la simplicidad de la expresión en el caso unidimensional.

La variable asociada a D se define como:

$$\overline{Y} = \rho\frac{\partial\psi}{\partial D} = \frac{1}{2}a_{ijld}\,\varepsilon_{ij}^{e}\,\varepsilon_{ld}^{e} \qquad \text{(Ec. 2.2.59)}$$

Con objeto de trabajar con una cantidad positiva, se define:

$$Y = -\overline{Y} \qquad \text{(Ec. 2.2.60)}$$

Existe una relación entre Y y la densidad de energía de deformación elástica, w_e. Por definición:

$$dw_e = \sigma_{ij}\,d\varepsilon_{ij}^{e} \qquad \text{(Ec. 2.2.61)}$$

Integrando la ley de la elasticidad, y asumiendo que el daño permanece constante:

$$w_e = \int a_{ijld}\,\varepsilon_{ld}^{e}(1-D)\,d\,\varepsilon_{ij}^{e} = \frac{1}{2}a_{ijld}\,\varepsilon_{ij}^{e}\,\varepsilon_{ld}^{e}\,(1-D) \qquad \text{(Ec. 2.2.62)}$$

Esto muestra que:

$$Y = \frac{w_e}{1-D} \qquad \text{(Ec. 2.2.63)}$$

Y también equivale a un medio de la variación de la densidad de energía de deformación correspondiente a una caso con variación de daño para tensión constante: $d\sigma_{ij} = 0$.

Expresando la ley de la elasticidad en forma diferencial

$$d\sigma_{ij} = a_{ijld}\left[(1-D)\,d\varepsilon_{ld}^{e} - \varepsilon_{ld}^{e}\,dD\right] = 0 \qquad \text{(Ec. 2.2.64)}$$

ó

$$d\varepsilon_{ld}^{e} = \varepsilon_{ld}^{e}\,\frac{dD}{1-D} \qquad \text{(Ec. 2.2.65)}$$

junto con

$$dw_e\big|_{\sigma=const} = \sigma_{ij}\,\varepsilon_{ij}^{e} = \sigma_{ij}\,\varepsilon_{ij}^{e}\,\frac{dD}{1-D} = a_{ijld}\,\varepsilon_{ij}^{e}\,(1-D)\,\varepsilon_{ld}^{e}\,\frac{dD}{1-D} \qquad \text{(Ec. 2.2.66)}$$

ó

$$\left.\frac{dw_e}{dD}\right|_{\sigma=const} = a_{ijld}\,\varepsilon_{ij}^{e}\,\varepsilon_{ld}^{e} \qquad \text{(Ec. 2.2.67)}$$

y de la definición dada por la ecuación 2.2.60:

$$Y = \frac{1}{2}\left.\frac{dw_e}{dD}\right|_{\sigma=const} \qquad \text{(Ec. 2.2.68)}$$

Esta ecuación permite identificar a *Y* como el ratio de producción de densidad de energía de deformación. Consiste en la energía liberada por la pérdida de rigidez del ERV a medida que se desarrolla el daño dentro de él.

2.2.4.2 Potencial de disipación

Una vez definidas todas las variables de estado y sus respectivas asociadas, se necesita una segunda función de potencial a partir de la cual se obtengan las ecuaciones cinéticas constitutivas que describan la evolución de los fenómenos de daño.

El primer paso consiste en escribir el escribir el Segundo Principio de la Termodinámica para asegurar la validez del modelo elegido. Partiendo de la desigualdad de Clausius-Duhem:

$$\sigma_{ij}\,\dot{\varepsilon}_{ij} - \rho(\psi + sT) - q_i\,\frac{T_{,i}}{T} \geq 0 \qquad \text{(Ec. 2.2.69)}$$

donde $\overline{q}$ es el vector de flujo de calor asociado al gradiente de temperatura en un proceso isotermo.

$$gr\vec{a}\,dT = \frac{\partial T}{\partial x_i} = T_{,i} \qquad \text{(Ec. 2.2.70)}$$

La energía libre es una función de todas las variables de estado. Su ratio se escribe como:

$$\dot{\psi} = \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon_{ij}^{e}} \dot{\varepsilon}_{ij}^{e} + \frac{\partial \psi}{\partial T} \dot{T} + \frac{\partial \psi}{\partial r} \dot{r} + \frac{\partial \psi}{\partial \alpha_{ij}} \dot{\alpha} + \frac{\partial \psi}{\partial D} \dot{D} \qquad \text{(Ec. 2.2.71)}$$

Si se considera que $\dot{\varepsilon}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij}^{e} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{p}$, entonces:

$$\left(\sigma_{ij} - \rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon_{ij}^{e}} \right) \dot{\varepsilon}_{ij}^{e} - \rho \left(s + \frac{\partial \psi}{\partial T} \right) \dot{T} + \sigma_{ij} \dot{\varepsilon}_{ij}^{p} - \rho \frac{\partial \psi}{\partial r} \dot{r} - \rho \frac{\partial \psi}{\partial \alpha D} \dot{D} - q_i \frac{T_{,i}}{T} \geq 0 \qquad \text{(Ec. 2.2.72)}$$

Si se introducen las variables asociadas:

$$\sigma_{ij} \varepsilon_{ij}^{p} - Rr - X_{ij}^{D} \alpha_{ij} - \overline{Y} D - q_i \frac{T_{,i}}{T} \geq 0 \qquad \text{(Ec. 2.2.73)}$$

Con objeto de satisfacer la desigualdad que exige que la disipación sea positiva, y para un caso isotermo en concreto, en el que la disipación plástica sea despreciable, se requiere que:

$$-\overline{Y} \dot{D} \geq 0 \qquad \text{(Ec. 2.2.74)}$$

Como $-\overline{Y}$ está definida como una función positiva, la velocidad de daño $\dot{D}$ ha de ser también una función positiva. Por tanto, la variable de daño sólo tiene en cuenta el deterioro del material, y no admite la recuperación de la resistencia.

Volviendo a la desigualdad de disipación, se comprueba que consiste en la suma de los productos de las variables de flujo o de velocidad (con signo negativo) por sus variables duales, como se puede ver en la tabla 2.2.2.

Tabla 2.2.2 Variables disipativas

Variables de Flujo	Variables Duales
$\dot{\varepsilon}^{p}$	σ
$-\dot{r}$	R
$-\dot{\alpha}$	X^{D}
$-\dot{D}$	$-\overline{Y}$
$\vec{q}$	$-\frac{\vec{\text{grad}}\, T}{T}$

Al igual que se hizo previamente, se postula la existencia de un potencial de disipación del que se derivan las leyes cinéticas, una función escalar continua y convexa, *F*, de las variables duales, en la que las variables de estado pueden actuar como parámetros. En un caso isotermo:

$F(\sigma, R, X^D, Y; (\varepsilon^e, r, \alpha, D))$

Las leyes de la elasticidad o de la viscoplasticidad acopladas con el daño se derivan a partir de este potencial por medio de un multiplicador escalar que siempre es positivo. Se asegura así la condición de fluencia para la plasticidad, que no depende explícitamente del tiempo, y las propiedades viscosas de la viscoplasticidad.

$$\left.\begin{aligned} \dot{\varepsilon}^p &= \frac{\partial F}{\partial \sigma}\dot{\lambda} \\ \dot{r} &= -\frac{\partial F}{\partial R}\dot{\lambda} \\ \dot{\alpha} &= -\frac{\partial F}{\partial X^D}\dot{\lambda} \\ \dot{D} &= -\frac{\partial F}{\partial \overline{Y}}\dot{\lambda} \end{aligned}\right\} \quad \text{Leyes cinéticas de la evolución del daño} \qquad \text{(Ec. 2.2.75)}$$

Con objeto de definir la condición de fluencia, se necesita una función de carga que generalice para las tres dimensiones el criterio unidimensional de plasticidad para un caso de tracción como el introducido previamente en la Sección 2.2.3.4, ecuación 2.2.16:

$$\left|\frac{\sigma}{1-D} - X\right| - R - \sigma_y = 0$$

Si trabajamos con el criterio de von Mises que establece que las deformaciones visco-plásticas son gobernadas por la densidad de energía de cortadura (o deviatórica), llamada J_2, la tensión equivalente correspondiente a este criterio es:

$$\sigma_{eq} = \left(\frac{3}{2}\sigma_{ij}^D\sigma_{ij}^D\right)^{1/2}$$

σ^D es el tensor de tensiones deviatóricas: $\sigma_{ij}^D = \sigma_{ij} - \frac{1}{3}\sigma_{kk}\delta_{ij}$

El criterio de von Mises se aplica junto a la teoría de endurecimiento cinético para definir el tamaño de la zona plástica sin considerar el efecto de la traslación X^D definida en la Sección 2.2.5.1 y representada en la figura 2.2.14. Por tanto, actúa sobre la diferencia entre σ^D y X^D. En presencia de daño, el acoplamiento entre el daño y la deformación plástica se escribe de acuerdo con el principio de deformación equivalente

expresado en la Sección 2.2.3.3. El criterio de fluencia se escribe del mismo modo que para un material no dañado, pero la tensión se reemplaza por la tensión efectiva, lo que en el caso de daño isótropo se expresa como:

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1-D}$$

Por tanto, la función de carga *f* se escribe como:

$$f = (\tilde{\sigma}^D - X^D)_{eq} - R - \sigma_y \qquad \text{(Ec. 2.2.76)}$$

donde

$$(\tilde{\sigma} - X^D)_{eq} = \left[\frac{3}{2}\left(\frac{\sigma_{ij}^D}{1-D} - X_{ij}^D\right)\left(\frac{\sigma_{ij}^D}{1-D} - X_{ij}^D\right)\right]^{1/2} \qquad \text{(Ec. 2.2.77)}$$

Recuérdese que X^D es un desviador y que σ_y es la tensión de fluencia para cada material , y que depende de la temperatura.

- **Plasticidad**

La deformación plástica aparece cuando el estado de tensión alcanza el valor real de la tensión de fluencia, lo que significa satisfacer la condición $f = 0$. La deformación plástica crece si el criterio de fluencia se satisface en todo momento, es decir, si $\dot{f} = 0$. Por tanto, la plasticidad en el material se rige por estas dos condiciones que definen la carga o la descarga del material con $f \leq 0$:

$$\dot{\varepsilon}^p \neq 0 \ \text{si} \left.\begin{matrix} f = 0 \\ \text{y} \\ \dot{f} = 0 \end{matrix}\right\} \qquad \dot{\varepsilon}^p \neq 0 \ \text{si} \left.\begin{matrix} f \langle 0 \\ \text{y} \\ \dot{f} \langle 0 \end{matrix}\right\} \qquad \text{(Ec. 2.2.78)}$$

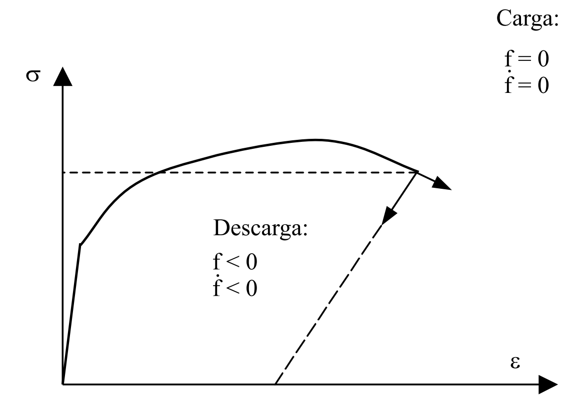


Figura 2.2.15 Condición de carga-descarga uniaxial para el caso de acoplamiento entre plasticidad y daño

La expresión para el multiplicador $\dot{\lambda}$ se deduce a partir de las dos condiciones f = 0 y $\dot{f}$ = 0.

- **Viscoplasticidad**

A medida que la temperatura aumenta, las deformaciones plásticas pasan a depender del tiempo. Para el caso de tracción uniaxial sin daño, la ley de Norton expresa la relación entre un estado estable de deformación plástica y la tensión viscosa:

$$\sigma_v = K_v \dot{\varepsilon}_p^{1/N} \quad \text{(Ec. 2.2.79)}$$

donde K_v y N son dos parámetros dependientes del material. Esta relación es válida para velocidades de deformación bajas, y no tiene en cuenta la saturación de la viscosidad cuando la velocidad de deformación es muy alta. En el caso de daño, con condiciones próximas a la rotura, parece más apropiado trabajar con expresiones del tipo:

$$\sigma_v = K_\infty \left[1 - \exp\left(-\frac{\dot{\varepsilon}_p}{n} \right) \right] \quad \text{(Ec. 2.2.80)}$$

ó

$$\dot{\varepsilon}_p = \ln\left(1 - \frac{\sigma_v}{K_\infty} \right)^{-n} \quad \text{(Ec. 2.2.81)}$$

donde K_∞ y n son dos parámetros del material.

$$(\varepsilon_p \to \infty) \Rightarrow (\sigma_v \to K_\infty = \text{const})$$

La tensión $\tilde{\sigma}$ es ahora la suma de la tensión de fluencia, las tensiones de endurecimiento plástico, R y X, y una tensión viscosa σ_v.

$$\tilde{\sigma} = \sigma_y + R + X + \sigma_v \qquad \text{(Ec. 2.2.82)}$$

lo que significa que la función de carga f ha de ser positiva:

$$f = \left|\tilde{\sigma} - X\right| - R - \sigma_y = \sigma_v > 0 \qquad \text{(Ec. 2.2.83)}$$

Volviendo al multiplicador $\dot{\lambda}$ en el caso tridimensional y usando la función de von Mises:

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{p} = \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \dot{\lambda}$$

$$f = \left[(\tilde{\sigma}^{D} - X^{D})_{eq} - R - \sigma_y\right] > 0 \quad \text{en el caso de viscoplasticidad} \qquad \text{(Ec. 2.2.84)}$$

Por extensión del caso uniaxial, $\dot{\lambda}$ se toma de modo que:

$$\dot{p} = \frac{\dot{\lambda}}{1 - D} = \ln\left(1 - \frac{f}{K\infty}\right)^{-n} \qquad \text{(Ec. 2.2.85)}$$

En el caso de haber usado la ley de Norton se hubiese obtenido la expresión:

$$\dot{p} = \left(\frac{F}{K_v}\right) \qquad \text{(Ec. 2.2.86)}$$

2.2.4.3 Ecuaciones constitutivas del acoplamiento entre daño y deformación

Uno de los principales problemas de la Mecánica del daño consiste en la elección de una expresión analítica adecuada para describir las dos funciones de potencial, y particularmente la función potencial de disipación. La Termodinámica provee de un marco general y de algunas restricciones que han de ser observadas, pero los detalles de ambas funciones sólo pueden obtenerse a través de medios experimentales o de análisis micromecánico. Como las ecuaciones constitutivas han de ser generales y válidas para todos los materiales, es necesario tener en cuenta las tendencias generales seguidas por los resultados experimentales y micromecánicos, seleccionando sólo unos pocos parámetros como característicos del material.

Si se observa la curva tensión-deformación en un experimento a tracción con algunas trayectorias de descarga y cargas de compresión, como el que se muestra en la figura 2.2.16, se pueden deducir las siguientes características:

- Como se había visto en la Sección 2.2.3.4, por debajo de cierto valor de la deformación plástica, un umbral ε_{pD}, no se produce daño. Esto permite identificar las ecuaciones constitutivas de la viscoplasticidad en un amplio dominio en el que no se considera acoplamiento con el daño.
- La tensión cinemática de recuperación, *X*, se define como el lugar del centro del dominio elástico:
- Aumenta con la deformación plástica
- Es no-lineal respecto a la deformación plástica
- Tiende a saturarse para un cierto valor X_∞.

  Esto nos permite elegir una expresión que define la evolución de *X*:

  $$X = X_\infty \lfloor 1 - \exp(\gamma \varepsilon_p) \rfloor \qquad \text{(Ec. 2.2.87)}$$

  que está más o menos justificada mediante consideraciones experimentales y micromecánicas. X_∞ y γ son parámetros del material para cada temperatura.
- La tensión isotrópica de endurecimiento, *R*, se identifica como:

  $$R = \sigma - \sigma_y - X \qquad \text{(Ec. 2.2.88)}$$
- Aumenta con la deformación plástica
- Es no-lineal respecto a la deformación plástica
- Tiende a saturarse para un cierto valor R_∞.

Por tanto se puede elegir una expresión similar a la ecuación 2.2.86:

$$R = R_\infty \left[1 - \exp(-b\varepsilon_p) \right] \qquad \text{(Ec. 2.2.89)}$$

R_∞ y *b* son parámetros del material para cada temperatura.

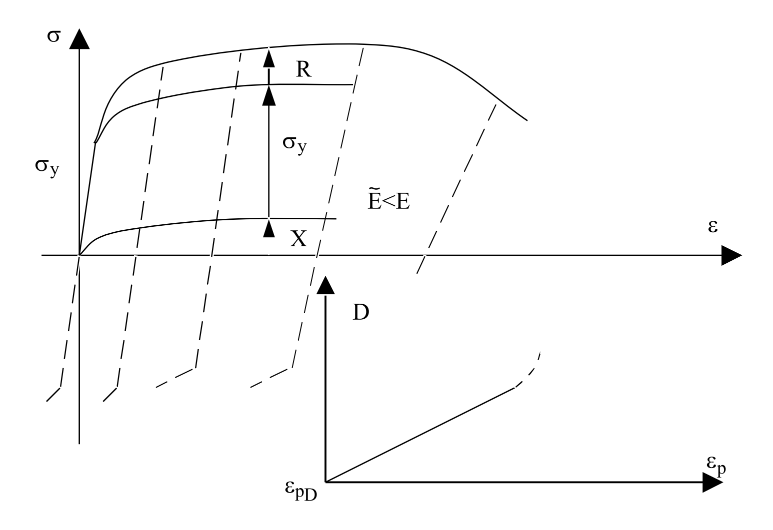


Figura 2.2.16 Tendencia del endurecimiento plástico

Estas ecuaciones, válidas para el caso de tracción uniaxial, sirven como guía para escribir el potencial de disipación tridimensional, en el que el acoplamiento cinético tiene lugar sólo en el tensor de tensiones efectivas deviatóricas, $\sigma^{D} / (1 - D)$. En el marco de la Teoría de Estado del Acoplamiento Cinético, se corresponde con:

$$F = (\tilde{\sigma}^{D} - X^{D})_{eq} - R - \sigma_y + \frac{3}{4X_\infty} X_{ij}^{D} X_{ij}^{D} + F_{D\,(Y;(r,D))} \qquad \text{(Ec. 2.2.90)}$$

Los tres primeros términos corresponden a la función de carga *f*. El hecho de trabajar con un potencial igual a la función de carga, F = f, da lugar a las llamadas Teorías Asociadas de Plasticidad. El término $\frac{3}{4X_\infty} X_{ij}^{D} X_{ij}^{D}$ gobierna el endurecimiento cinemático no lineal, incluyendo un factor de ¾ que asegure una expresión simple para el caso unidimensional. El último término F_D es la parte del potencial a partir de la cual se derivan las leyes cinéticas de evolución del daño. Resultados experimentales muestran que no depende explícitamente de σ, X ó R.

$$\dot{D} = -\frac{\partial F}{\partial \overline{Y}} \dot{\lambda} = \frac{\partial F_D}{\partial Y} \dot{\lambda} \qquad \text{(Ec. 2.2.91)}$$

Podemos derivar las ecuaciones constitutivas válidas para los casos de plasticidad y viscoplasticidad:

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{p} = \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}}\dot{\lambda} = \frac{\partial(\tilde{\sigma}^{D} - X^{D})_{eq}}{\partial \sigma_{ij}}\dot{\lambda} = \frac{\partial}{\partial \sigma_{ij}}\left(\frac{3}{2}\left[\frac{\sigma_{ij}^{D}}{1-D} - X_{ij}^{D}\right]\left[\frac{\sigma_{ij}^{D}}{1-D} - X_{ij}^{D}\right]\right)^{1/2}\dot{\lambda}$$

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{p} = \frac{1}{2}\frac{\frac{3}{2}2\left(\frac{\sigma_{ij}^{D}}{1-D} - X_{ij}^{D}\right)\frac{1}{1-D} - \frac{\partial X_{ij}^{D}}{\partial \sigma_{ij}}}{\left(\frac{\sigma^{D}}{1-D} - X^{D}\right)_{eq}}$$

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{p} = \frac{3}{2}\frac{(\tilde{\sigma}_{ij}^{D} - X_{ij}^{D})}{(\tilde{\sigma}^{D} - X^{D})_{eq}}\frac{\dot{\lambda}}{1-D} \qquad \text{(Ec. 2.2.92)}$$

Una variable interesante en plasticidad es la deformación plástica acumulada, p, definida por su ratio $\dot{p}$

$$\dot{p} = \left(\frac{2}{3}\ \dot{\varepsilon}_{ij}^{p}\ \dot{\varepsilon}_{ij}^{p}\right) \qquad \text{(Ec. 2.2.93)}$$

que en el caso unidimensional es simplemente el valor absoluto de la velocidad de deformación, $\dot{\varepsilon}_{p}$:

$$\dot{p} = \left(\dot{\varepsilon}_{p}\right) \qquad \text{(Ec. 2.2.94)}$$

La expresión para $\dot{p}$ se calcula a partir de la expresión de

$$\dot{p} = \left(\frac{2}{3}\dot{\varepsilon}_{ij}^{p}\dot{\varepsilon}_{ij}^{p}\right)^{1/2} = \sqrt{\frac{2}{3}\frac{3}{2}}\frac{\dot{\lambda}}{\left(\frac{\sigma^{D}}{1-D} - X^{D}\right)_{eq}(1-D)}\left[\left(\frac{\sigma_{ij}^{D}}{1-D} - X_{ij}^{D}\right)\left(\frac{\sigma_{ij}^{D}}{1-D} - X_{ij}^{D}\right)\right]^{1/2}$$

que junto con la definición de

$$\left(\frac{\sigma^{D}}{1-D} - X^{D}\right)_{eq} = \left[\frac{3}{2}\left(\frac{\sigma_{ij}^{D}}{1-D} - X_{ij}^{D}\right)\left(\frac{\sigma_{ij}^{D}}{1-D} - X_{ij}^{D}\right)\right]^{1/2}$$

resulta en:

$$\dot{p} = \frac{\dot{\lambda}}{1-D} \qquad \text{(Ec. 2.2.95)}$$

La ecuación constitutiva del endurecimiento isótropo es:

$$\dot{r} = \frac{\partial F}{\partial R}\dot{\lambda} = \dot{\lambda} \qquad \text{(Ec. 2.2.96)}$$

Por tanto:

$$\dot{r} = \dot{\lambda} = \dot{p}(1-D) \qquad \text{(Ec. 2.2.97)}$$

Cuando no se produce daño en el material, la variable de estado para el endurecimiento isótropo pasa a ser la deformación plástica acumulada:

$D = 0 \rightarrow r = p$

En el caso de cálculo por incrementos, resulta más conveniente trabajar con una ecuación constitutiva para la variable R.

$$R = R_\infty \; 1-\exp(-br) \qquad \text{(Ec. 2.2.98)}$$

ó

$$\dot{R} = R_\infty b \exp(-br)\dot{r} \qquad \text{(Ec. 2.2.99)}$$

ó

$$\dot{R} = b(R_\infty - R)\dot{\lambda} \qquad \text{(Ec. 2.2.100)}$$

La última ecuación a tener en cuenta es la que define el endurecimiento cinemático:

$$\dot{\alpha}_{ij} = -\frac{\partial F}{\partial X_{ij}^D}\dot{\lambda} = -\left(\frac{\partial\left(\tilde{\sigma}^D - X^D\right)_{eq}}{\partial X_{ij}^D} + \frac{3}{2X_\infty}X_{ij}^D\right)\dot{\lambda}$$

El mismo procedimiento empleado para $\frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}}$ resulta en:

$$\dot{\alpha}_{ij} = -\left(\frac{3}{2}\frac{\left(\frac{\sigma_{ij}^D}{1-D}X_{ij}^D\right)\frac{\partial\left(-X_{ij}^D\right)}{\partial X_{ij}^D}}{\left(\frac{\sigma^D}{1-D}-X^D\right)} + \frac{3}{2X_\infty}X_{ij}^D\right)\dot{\lambda}$$

$$\dot{\alpha}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij}^p(1-D) - \frac{3}{2X_\infty}X_{ij}^D\dot{\lambda} \qquad \text{(Ec. 2.2.101)}$$

Del mismo modo que en el endurecimiento isótropo, se puede introducir la definición de X^D a partir del potencial de estado, con objeto de tener una ecuación constitutiva para esta variable asociada:

$$X_{ij}^{D} = \frac{2}{3} X_{\infty} \, \gamma \, \alpha_{ij} \qquad \text{(Ec. 2.2.102)}$$

ó

$$\dot{X}_{ij}^{D} = \frac{2}{3} X_{\infty} \, \gamma \, \dot{\alpha}_{ij} \qquad \text{(Ec. 2.2.102)}$$

ó

$$\dot{X}_{ij}^{D} = \gamma \left[\frac{2}{3} X_{\infty} \, \dot{\varepsilon}_{ij}^{D} \, (1 - D) - X_{ij}^{D} \, \dot{\lambda} \right] \qquad \text{(Ec. 2.2.104)}$$

El último paso, el más complicado, consiste en el cálculo del multiplicador $\dot{\lambda}$

- **Plasticidad (f = 0)**

El multiplicador plástico se deriva a partir de la condición de consistencia.

$$\dot{f} = 0 \qquad \text{(Ec. 2.2.105)}$$

Derivando la función de carga *f*,

$$f = \left(\frac{\sigma^D}{1 - D} - X^D \right) - R - \sigma_y = 0$$

$$\dot{f} = \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \dot{\sigma}_{ij}^{D} + \frac{\partial f}{\partial X_{ij}^{D}} \dot{X}_{ij}^{D} + \frac{\partial f}{\partial D} \dot{D} + \frac{\partial f}{\partial R} \dot{R} = 0 \qquad \text{(Ec. 2.2.106)}$$

ya que σ_y es constante.

$\frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}}$ y $\frac{\partial f}{\partial X_{ij}^{D}}$ han sido calculados previamente, al determinar $\dot{\varepsilon}_{ij}^{p}$ y $\dot{\alpha}_{ij}$

$$\frac{\partial f}{\partial \alpha_{ij}} = \frac{\partial \left(\frac{\sigma^D}{1-D} - X^D \right)_{eq}}{\partial \alpha_{ij}} = -\frac{3}{2} \frac{\left(\frac{\sigma_{ij}^D}{1-D} - X_{ij}^D \right)}{\left(\frac{\sigma^D}{1-D} - X^D \right)_{eq}} \frac{1}{1-D} \qquad \text{(Ec. 2.2.107)}$$

$$\frac{\partial f}{\partial X_{ij}^D} = \frac{\partial \left(\frac{\sigma^D}{1-D} - X^D \right)_{eq}}{\partial X_{ij}^D} = -\frac{3}{2} \frac{\left(\frac{\sigma_{ij}^D}{1-D} - X_{ij}^D \right)}{\left(\frac{\sigma^D}{1-D} - X^D \right)_{eq}} \qquad \text{(Ec. 2.2.108)}$$

$$\frac{\partial f}{\partial D} = \frac{\partial \left(\frac{\sigma^D}{1-D} - X^D \right)_{eq}}{\partial D} = \frac{\partial}{\partial D} \left(\frac{3}{2} \left[\frac{\sigma_{ij}^D}{1-D} - X_{ij}^D \right] \left[\frac{\sigma_{ij}^D}{1-D} - X_{ij}^D \right] \right)^{1/2} \qquad \text{(Ec. 2.2.109)}$$

$$\frac{\partial f}{\partial D} = \frac{1}{2} \frac{\frac{3}{2}\; 2 \left(\frac{\sigma_{ij}^D}{1-D} - X_{ij}^D \right) \frac{\sigma_{ij}^D}{(1-D)^2}}{\left(\frac{\sigma^D}{1-D} - X^D \right)_{eq}} \qquad \text{(Ec. 2.2.110)}$$

$$\frac{\partial f}{\partial R} = -1 \qquad \text{(Ec. 2.2.111)}$$

Por tanto,

$$\dot{f} = \frac{3}{2} \frac{\left(\frac{\sigma_{ij}^D}{1-D} - X_{ij}^D \right)}{\left(\frac{\sigma^D}{1-D} - X^D \right)_{eq}} \left(\frac{\dot{\sigma}_{ij}}{1-D} - X_{ij}^D + \frac{\sigma_{ij}^D \dot{D}}{(1-D)^2} \right) - \dot{R} = 0 \qquad \text{(Ec. 2.2.112)}$$

Sustituyendo $\dot{X}_{ij}^{D}$, $\dot{D}$ y $\dot{R}$

$$\dot{X}_{ij}^{D} = \frac{2}{3} X_{\infty}\,\gamma\,\dot{\varepsilon}_{ij}^{p}\,(1-D) - \gamma\, X_{ij}^{D}\,\dot{\lambda} = X_{\infty}\,\gamma \frac{\left(\dfrac{\sigma_{ij}^{D}}{1-D} - X_{ij}^{D}\right)}{\left(\dfrac{\sigma^{D}}{1-D} - X^{D}\right)_{eq}}\,\dot{\lambda} - \gamma\, X_{ij}^{D}\,\dot{\lambda} \qquad \text{(Ec. 2.2.113)}$$

$$\dot{D} = -\frac{\partial F_{D}}{\partial \overline{Y}}\,\dot{\lambda} = \frac{\partial F_{D}}{\partial Y}\,\dot{\lambda} \qquad \text{(Ec. 2.2.114)}$$

$$\dot{R} = b\,(R_{\infty} - R)\,\dot{\lambda} \qquad \text{(Ec. 2.2.115)}$$

Esto nos permite calcular $\dot{\lambda}$:

$$\dot{f} = \frac{3}{2}\;\frac{\left(\dfrac{\sigma_{ij}^{D}}{1-D} - X_{ij}^{D}\right)\dot{\sigma}_{ij}}{\left(\dfrac{\sigma^{D}}{1-D} - X^{D}\right)_{eq}(1-D)} \qquad \text{(Ec. 2.2.116)}$$

$$-\left[X_{\infty}\,\gamma + \frac{3}{2}\frac{\left(\dfrac{\sigma_{ij}^{D}}{1-D} - X_{ij}^{D}\right)}{\left(\dfrac{\sigma^{D}}{1-D} - X^{D}\right)_{eq}} - \left(\gamma\, X_{ij}^{D} - \frac{\sigma_{ij}^{D}}{1-D}\,\frac{\partial F_{D}}{\partial Y}\right) + b\,(R_{\infty} - R)\right]\dot{\lambda} = 0$$

$$\dot{\lambda} = \frac{3}{2}\left(\frac{\sigma_{ij}^{D}}{1-D} - X_{ij}^{D}\right)\dot{\sigma}_{ij} \Bigg/ \left\{\left(\frac{\sigma^{D}}{1-D} - X^{D}\right)_{eq}(1-D)\right.$$

$$\left.\left[X_{\infty}\,\gamma - \frac{3}{2}\frac{\left(\dfrac{\sigma_{ij}^{D}}{1-D} - X_{ij}^{D}\right)}{\left(\dfrac{\sigma^{D}}{1-D} - X^{D}\right)}\left(\gamma\, X_{ij}^{D} + \frac{\sigma_{ij}^{D}}{(1-D)^{2}}\,\frac{\partial F_{D}}{\partial Y}\right) + b\,(R_{\infty} - R)\right]\right\} \qquad \text{(Ec. 2.2.117)}$$

O, de forma más compacta al considerar $\tilde{\sigma} = \dfrac{\sigma}{1 - D}$

$$\dot{\lambda} = \frac{3}{2}\left(\tilde{\sigma}_{ij}^{D} - X_{ij}^{D}\right)\dot{\sigma}_{ij} \Big/ \left\{\left(\tilde{\sigma}^{D} - X^{D}\right)_{eq}(1 - D)\right.$$

$$\left.\left[X_{\infty}\,\gamma - \frac{3}{2}\frac{\left(\tilde{\sigma}_{ij}^{D} - X_{ij}^{D}\right)}{\left(\tilde{\sigma}^{D} - X^{D}\right)}\left(\gamma\, X_{ij}^{D} + \frac{\tilde{\sigma}_{ij}^{D}}{1 - D}\frac{\partial F^{D}}{\partial Y}\right) + b\,(R_{\infty} - R)\right]\right\} \qquad \text{(Ec. 2.2.118)}$$

El daño tiene influencia en la plasticidad a través del tensor de tensiones deviatóricas, $\tilde{\sigma}_{ij}^{D} = \dfrac{\sigma_{ij}^{D}}{1 - D}$, y por la derivada parcial del potencial de daño, $\dfrac{\partial F_D}{\partial Y}$

- **Viscoplasticidad (f > 0)**

Este caso es mucho más simple, ya que la función de carga refleja el efecto viscoso a través de una ley de viscosidad:

$$\dot{p} = \frac{\dot{\lambda}}{1 - D} = \ln\left(1 - \frac{f}{K_{\infty}}\right)^{-n} \qquad \text{(Ec. 2.2.119)}$$

$$\frac{\dot{\lambda}}{1 - D} = \ln\left[1 - \frac{\left(\tilde{\sigma}^{D} - X^{D}\right)_{eq} - R - \sigma_{y}}{K_{\infty}}\right]^{-n} \qquad \text{(Ec. 2.2.120)}$$

A continuación se resume el conjunto de ecuaciones constitutivas de la viscoelastoplasticidad acoplada con el daño. El caso de un material perfectamente plástico se trata más adelante.

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^{e} + \varepsilon_{ij}^{p}$$

Ecuaciones Constitutivas del Fenómeno Viscoelastoplástico acoplado al Daño

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1+\nu}{E}\tilde{\sigma}_{ij} - \frac{\nu}{E}\tilde{\sigma}_{kk}\,\delta_{ij}$$

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{p} = \frac{3}{2}\frac{\tilde{\sigma}_{ij}^{D} - X_{ij}^{D}}{(\tilde{\sigma}^{D} - X^{D})_{eq}}\frac{\dot{\lambda}}{1-D}$$

$$\dot{X}_{ij}^{D} = \gamma\left[\frac{2}{3}X_{\infty}\,\dot{\varepsilon}_{ij}^{p}(1-D) - X_{ij}^{D}\,\dot{\lambda}\right]$$

$$\dot{D} = \frac{\partial F_{D}}{\partial Y}\dot{\lambda}$$

con

$$\tilde{\sigma}_{ij} = \frac{\sigma_{ij}}{1-D}$$

$$\left(\tilde{\sigma}^{D} - X^{D}\right)_{eq} = \left[\frac{3}{2}\left(\frac{\sigma_{ij}^{D}}{1-D} - X_{ij}^{D}\right)\left(\frac{\sigma_{ij}^{D}}{1-D} - X_{ij}^{D}\right)\right]^{1/2}$$

$$\sigma_{ij}^{D} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3}\sigma_{kk}\,\delta_{ij}$$

$$f = (\tilde{\sigma}^{D} - X^{D})_{eq} - R - \sigma_{y}$$

- **Plasticidad (f ≤ 0)**

Con f = 0 y $\dot{f} = 0$:

$$\dot{\lambda} = \frac{3}{2} (\tilde{\sigma}_{ij}^D - X_{ij}^D)\, \dot{\sigma}_{ij} \Big/ (1-D)\left[\left(\tilde{\sigma}^D - X^D\right)_{eq}\left[X_\infty\, \gamma + b\,(R_\infty - R)\right] - \frac{3}{2}\left(\tilde{\sigma}_{ij}^D - X_{ij}^D\right)\left(\frac{\tilde{\sigma}_{ij}^D}{1-D}\frac{\partial F_D}{\partial Y} + \gamma\, X_{ij}^D\right)\right]$$

Con f < 0 y $\dot{f} = 0$:

$$\dot{\lambda} = 0$$

- **Viscoplasticidad (f > 0)**

$$\frac{\dot{\lambda}}{1-D} = \ln\left[1 - \frac{\left(\tilde{\sigma}^D - X^D\right)_{eq} - R - \sigma_y}{K_\infty}\right]^{-n}$$

2.2.5 DAÑO ANISÓTROPO

Aunque el conocimiento de los mecanismos de daño isótropo es un paso previo para el posterior desarrollo de las Teorías de Daño, resulta obvio deducir que en el caso de los materiales compuestos, la propia anisotropía del material induce grietas que se propagan según las direcciones más favorables, como se ha expuesto en la Sección 2.2.2.3. Por tanto, el daño en los materiales compuestos ha de tratarse desde un punto de vista que tenga en cuenta el carácter anisótropo de la variable de daño en la mayoría de las aplicaciones de materiales compuestos.

2.2.5.1 Definición geométrica del tensor de daño de segundo orden

En la Sección 2.2.3.1, se introducía la definición de la variable de daño para un caso uniaxial como la densidad superficial de los micro-defectos en el plano del Elemento Representativo de Volumen donde el daño era máximo. Ahora vamos a proceder a extender esa definición para un caso de daño más complejo.

Recuérdese que si δS representa el área de la configuración actual en la superficie dañada δS_D, entonces $\delta S - \delta S_D = \delta S\,(1 - D)$ representa el área de la configuración no dañada equivalente. Considérese un ERV en la configuración actual de un material dañado descargado, y una sección definida por su orientación $\vec{n}$, su superficie δS, y su forma (Figura 2.2.17).

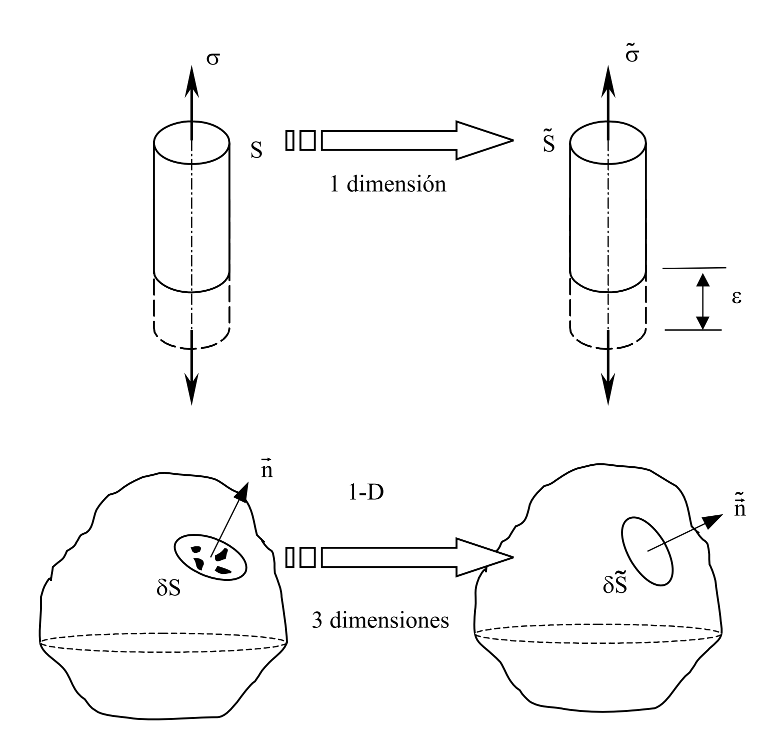


Figura 2.2.17 Daño isótropo en una dimensión y daño anisótropo en tres dimensiones

Se asume que la forma se mantiene. Más adelante se verá que esta hipótesis corresponde al caso de daño ortótropo.

Por analogía con el caso unidimensional, el tensor de segundo orden que transforma al vector $\vec{n}\,\delta S$ en el vector $\tilde{\vec{n}}\,\delta\tilde{S}$ caracteriza el daño, y se denota mediante (I – D), donde I es el tensor identidad de segundo orden.

$$(I - D)\cdot\vec{n}\,\delta\vec{S} = \tilde{\vec{n}}\,\delta\tilde{S} \quad \text{ó} \quad (I_{ij} - D_{ij})\ _j\,\delta S = \tilde{n}_i\,\delta\tilde{S} \qquad \text{(Ec. 2.2.119)}$$

D es la variable tensor de daño de segundo orden. Es simétrico, con sus tres valores principales D_1, D_2 y D_3 en las coordenadas principales (X_1, X_2, X_3), y corresponde a la reducción de las áreas de un tetraedro dibujado en el sistema de coordenadas X_1, X_2, X_3. Si PQR es el triángulo de área δS en el tetraedro OPQR de la configuración actual, y que se transforma en el triángulo $\tilde{P}\tilde{Q}\tilde{R}$ de área $\delta\tilde{S}$ en la configuración equivalente no dañada (Figura 2.2.18), entonces tenemos que:

$$PQR \rightarrow \tilde{P}\tilde{Q}\tilde{R} \rightarrow (I_{ij} - D_{ij}) \cdot n_j \delta S = \tilde{n}_i \delta\tilde{S}$$

$\vec{n} = \vec{X}_1$ $$OQR \rightarrow O\tilde{Q}\tilde{R} \rightarrow (1 - D)\delta A_1 = \delta\tilde{A}_1$$

$\vec{n} = \vec{X}_2$ $$ORP \rightarrow O\tilde{R}\tilde{P} \rightarrow (1 - D)\delta A_2 = \delta\tilde{A}_2$$

$\vec{n} = \vec{X}_3$ $$OPQ \rightarrow O\tilde{P}\tilde{Q} \rightarrow (1 - D)\delta A_3 = \delta\tilde{A}_3$$

Esta propiedad de simetría con respecto a los tres planos hace que el daño sea ortótropo. Esta consideración cubre un amplio rango de aplicaciones.

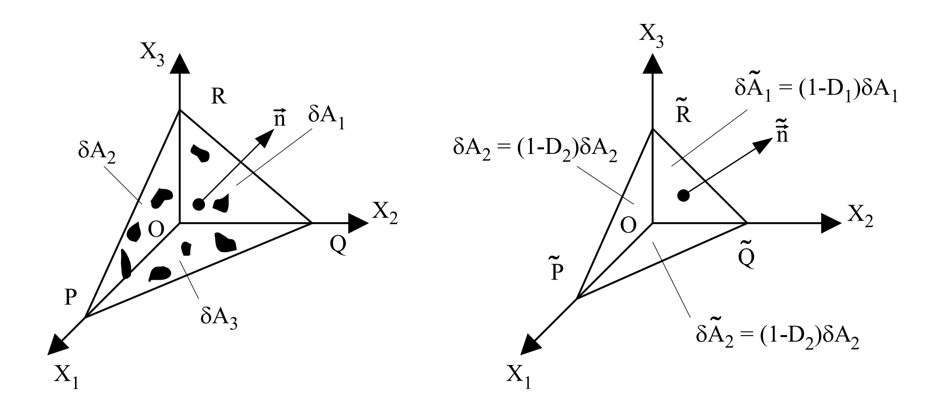


Figura 2.2.18 Valores principales del tensor de daño

Para definir la tensión efectiva, primero se escribe el vector de tensiones $\vec{T}$ para las dos configuraciones.

En el caso unidimensional:

$$T_i \, \delta S = \tilde{T}_i \, \delta\tilde{S} \qquad \text{(Ec. 2.2.122)}$$

Definiendo el tensor de tensiones efectivas como:

$$\tilde{\sigma}_{ij} \, \tilde{n}_j = \tilde{T}_i \qquad \text{(Ec. 2.2.123)}$$

se puede escribir:

$$\sigma_{ij} \, n_j \, \delta S = \tilde{\sigma}_{ij} \, \tilde{n}_j \, \delta\tilde{S} \qquad \text{(Ec.2.2.124)}$$

o mediante la definición de (I – D):

$$\tilde{n}_j\, \delta\tilde{S} = (I_{ij} - D_{ij})\, n_i\, \delta S \qquad \text{(Ec. 2.2.125)}$$

$$\sigma_{ij}\, n_j = \tilde{\sigma}_{ij}\, (I_{kj} - D_{kj})\, n_k \quad \forall \vec{n} \qquad \text{(Ec. 2.2.126)}$$

Por tanto, el tensor efectivo de tensiones se puede definir como:

$$\sigma = \tilde{\sigma} \cdot (I - D)^{-1} \qquad \text{(Ec. 2.2.127)}$$

pero esta definición nos lleva a un tensor no-simétrico. Como sólo la parte simétrica se tiene en cuenta en las ecuaciones constitutivas de la elasticidad y de la plasticidad, es más conveniente considerar:

$$\tilde{\sigma} = \frac{1}{2}\left[\sigma \cdot (I - D)^{-1} + (I - D)^{-1} \cdot \sigma\right] \qquad \text{(Ec. 2.2.128)}$$

Cuando las direcciones principales de la tensión y el daño coinciden:

$$[\tilde{\sigma}] = \begin{bmatrix} \dfrac{\sigma_1}{1 - D_1} & 0 & 0 \\ 0 & \dfrac{\sigma_2}{1 - D_2} & 0 \\ 0 & 0 & \dfrac{\sigma_3}{1 - D_3} \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.2.129)}$$

Las definiciones de *D* como un tensor simétrico de segundo orden y de la tensión efectiva asociada a éste son la base del desarrollo de una teoría completa de los mecanismos de daño ortótropo, de manera similar a como se expuso para el caso isótropo; las diferencias radican en la definición de las variables de daño como tensores en vez de escalares. Por ejemplo, la variable asociada al daño también se transforma en un tensor de segundo orden, *Y*.

El potencial de estado de la energía libre de Helmholtz para la elasticidad lineal acoplada con el daño se escribe como un escalar de modo similar a lo expuesto en la Sección 2.2.5.1.

$$\psi = \frac{1}{\rho}\left[\frac{1}{2}\left(I_{ij} - D_{ij}\right) a_{imkl}\, \varepsilon^{e}_{kl}\right] + \psi_p \qquad \text{(Ec. 2.2.130)}$$

donde ψ_p es la parte plástica, que no depende de ***D*.**

Por consiguiente:

$$\overline{Y}_{ij} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial D_{ij}} = -\frac{1}{2} a_{imkl} \varepsilon^{e}_{jm} \varepsilon^{e}_{kl} \qquad \text{(Ec. 2.2.131)}$$

ó

$$Y_{ij} = \frac{1}{2} a_{imkl} \varepsilon^{e}_{jm} \varepsilon^{e}_{kl} \qquad \text{(Ec. 2.2.132)}$$

2.2.5.2 Definición termodinámica del tensor de daño de cuarto orden

Otro modo de definir la variable de daño consiste en el uso del concepto de tensión efectiva asociado con el principio de deformaciones equivalentes en la elasticidad lineal. En el caso unidimensional, las leyes de la elasticidad acoplada al daño ya han sido establecidas en secciones anteriores como:

$$\tilde{\sigma} = E\varepsilon_e \qquad \text{(Ec. 2.2.133)}$$

ó

$$\sigma = \tilde{E}\varepsilon_e \qquad \text{(Ec. 2.2.134)}$$

para lo cual

$$(1 - D) = \frac{\tilde{E}}{E} \qquad \text{(Ec. 2.2.135)}$$

Siguiendo el mismo esquema, las leyes de la elasticidad tridimensional en un ERV dañado se pueden escribir, usando el principio de equivalencia de deformaciones, como:

$$\tilde{\sigma}_{ij} = a_{ijkl} \varepsilon^{e}_{kl} \qquad \text{(Ec. 2.2.136)}$$

También puede derivarse a partir del potencial de estado:

$$\psi = \frac{1}{2\rho} \tilde{a}_{ijkl} \varepsilon^{e}_{ij} \varepsilon^{e}_{kl} + \psi_p \qquad \text{(Ec. 2.2.137)}$$

$$\sigma_{ij} = \rho \frac{\partial w}{\partial \varepsilon^{e}_{ij}} = \tilde{a}_{ijkl} \varepsilon^{e}_{kl} \qquad \text{(Ec. 2.2.138)}$$

en donde $\tilde{a}$ es el tensor de elasticidad modificado por el daño. Asumiendo que posee inverso:

$$\varepsilon^{e}_{kl} = \tilde{a}^{-1}_{klij} \sigma_{ij} \qquad \text{(Ec. 2.2.139)}$$

Sustituyendo en la ecuación 2.2.138, con una permutación en los índices:

$$\tilde{\sigma}_{ij} = a_{ijkl}\,\tilde{a}^{-1}_{klrs}\,\sigma_{rs} \qquad \text{(Ec. 2.2.140)}$$

Por la propia definición de tensión efectiva, $\left(a_{ijkl}\cdot\tilde{a}^{-1}_{rskl}\right)$ es el operador de daño. Es un tensor de cuarto orden, que por analogía con el caso unidimensional se define como:

$$\left(I_{ijkl} - D_{ijkl}\right)^{-1} = a_{ijrs}\cdot\tilde{a}^{-1}_{rskl} \qquad \text{(Ec. 2.2.141)}$$

donde D_{ijkl} son los componentes de la variable tensorial de daño de cuarto orden, D, e I_{ijkl} son los componentes del tensor unidad de cuarto orden I para tensores simétricos de cuarto orden:

$$D_{ijkl} = I_{ijkl} - \tilde{a}_{ijrs}\,a^{-1}_{rskl} \qquad \text{(Ec. 2.2.142)}$$

ó

$$D = I - \tilde{a} : a^{-1} \qquad \text{(Ec. 2.2.143)}$$

donde el símbolo (:) representa el producto contraído de dos índices.

La variable asociada Y es también un tensor de cuarto orden:

$$\psi = \frac{1}{2}\,\tilde{a}_{ijkl}\,\varepsilon^{e}_{ij}\,\varepsilon^{e}_{kl} + \psi_p$$

con

$$\tilde{a}_{ijkl} = (I_{ijrs} - D_{ijrs})\,a_{rskl} = a_{ijkl} - D_{ijrs}\,a_{rskl}$$

$$\psi = \frac{1}{2\rho}\left(I_{ijrs} - D_{ijrs}\right)a_{rskl}\,\varepsilon^{e}_{ij}\,\varepsilon^{e}_{ij} + \psi_p$$

ó

$$\overline{Y}_{ijkl} = \rho\,\frac{\partial\psi}{\partial D_{ijkl}} = -\frac{1}{2}a_{klrs}\,\varepsilon^{e}_{ij}\,\varepsilon^{e}_{rs} \qquad \text{(Ec. 2.2.144)}$$

$$Y_{ijkl} = \frac{1}{2}\,a_{klrs}\,\varepsilon^{e}_{ij}\,\varepsilon^{e}_{rs} \qquad \text{(Ec. 2.2.145)}$$

Esta teoría corresponde al caso general de anisotropía. Más adelante se verá como a través del estudio micromecánico de un patrón de micro-grietas general se llega a una representación del daño consistente en la combinación de un escalar, un tensor de segundo orden y un tensor de cuarto orden.

2.2.5.3 Definición energética de una doble variable escalar

En los materiales compuestos, en los que los mecanismos de daño pueden ser muy diferentes en tracción y en cortadura, es interesante desarrollar una teoría en la que se definen dos variables escalares independientes que caracterizan el daño que tiene influencia en la energía elástica de cortadura y en la energía elástica hidrostática:

- D_s actúa sobre los componentes del desviador
- D_n actúa sobre las componentes hidrostáticas de la tensión

El daño puede ser tanto isótropo como anisótropo, dependiendo de si el material está sometido al daño en determinadas direcciones. Para el caso general de anisotropía en medio elástico, pero sin daño, la función de energía complementaria viene dada por:

$$w_e^* = \frac{1}{2} S_{ijkl}\, \sigma_{ij}\, \sigma_{kl} \qquad \text{(Ec. 2.2.146)}$$

en donde S es el tensor de flexibilidad de cuarto orden, $S = a^{-1}$. Este tensor se puede dividir en dos partes de manera similar a como se hizo en la Sección 2.2.5.2., al considerar las partes desviadora e hidrostática del tensor de tensiones, σ_D y σ_H:

$$\sigma_H = \frac{1}{3}\sigma_{kk} \qquad \text{(Ec. 2.2.147)}$$

$$\sigma_{ij}^D = \sigma_{ij} - \sigma_H \delta_{ij} \qquad \text{(Ec. 2.2.148)}$$

$$w_e^* = \underbrace{\frac{1}{2} S_{ijkl}\sigma_{ij}^D\sigma_{kl}^D}_{\text{Energía de cortadura}} + \underbrace{\frac{1}{2} S_{ijkl}\sigma_H^2\delta_{ij}\delta_{kl}}_{\text{Energía hidrostática}} \qquad \text{(Ec. 2.2.149)}$$

Cuando el daño tiene lugar en todas las direcciones:

$$w_e^* = \frac{1}{2}\frac{S_{ijkl}}{(1-D_s)}\sigma_{ij}^D\, \sigma_{kl}^D + \frac{1}{2}\frac{S_{ijkl}}{(1-D_n)}\sigma_H^2\, \delta_{ij}\, \delta_{kl} \qquad \text{(Ec. 2.2.150)}$$

Esto nos permite determinar:

- Las leyes elásticas:

$$\begin{cases} \varepsilon_{ij}^{eD} = \dfrac{\partial w_e^*}{\partial \sigma_{ij}^D} \\ \varepsilon_H^e = \dfrac{\partial w_e^*}{\partial \sigma_H} \end{cases} \qquad \text{(Ec. 2.2.151)}$$

- Las dos variables asociadas a D_s y D_n:

$$\begin{cases} \overline{Y}_s = -\dfrac{\partial w_e^*}{\partial D_s} \quad \text{ó} \quad Y_s = \dfrac{\partial w_e^*}{\partial D_s} \\ \overline{Y}_n = -\dfrac{\partial w_n^*}{\partial D_n} \quad \text{ó} \quad Y_n = \dfrac{\partial w_e^*}{\partial D_n} \end{cases} \qquad \text{(Ec. 2.2.152)}$$

La energía disipada debida al daño es:

$$Y_s \dot{D}_s + Y_n \dot{D}_n \qquad \text{(Ec. 2.2.153)}$$

Una de las ventajas de esta teoría es que permite considerar el daño como anisótropo con $D_n \neq 0$ en determinadas direcciones del material, y $D_n = 0$ en las direcciones donde no se puede producir daño.

2.2.5.4 Modelo de daño para una lámina de material compuesto de fibra continua

Se tienen en cuenta las siguientes consideraciones

- Las fibras son paralelas y se consideran elásticas y de comportamiento lineal, anisótropas y sin que se desarrolle daño en ellas hasta su rotura frágil.

- El comportamiento de la matriz se considera elástico, lineal y anisótropo acoplado con daño producido por grietas progresivas en la dirección de la fibra.

- La interfase se considera lineal, elástica y que desarrolla daño a cortadura, y elástica y frágil ante tensión transversal perpendicular a las fibras.

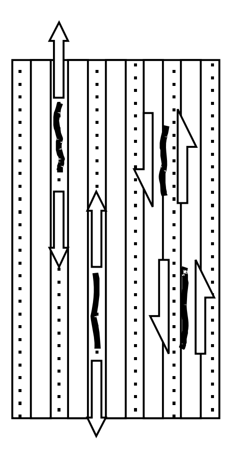


Figura 2.2.19 Grietas en un lámina de material compuesto de fibra larga: en la matriz y con propagación en la dirección de la fibra, y en la interfase debido a cortadura

Se asume un estado de tensión plana en el plano (x_1, x_2), y se define E_1 como el módulo de Young en la dirección de la fibra, x_1; E_2 como el módulo de Young en la dirección transversal, x_2; n_{12} y n_{21} como los correspondientes módulos de Poisson; y módulos de Poisson; y G_{12} es el módulo de cortadura. Como el daño no afecta al comportamiento en la dirección x_1, el daño ha de ser igual a D_n en la dirección x_2, e igual a D_s en el plano de cortadura (1, 2). En este caso, la densidad de energía complementaria se puede escribir como:

$$w_e^* = \frac{1}{2}\left[\frac{\sigma_{11}^2}{E_1} + \frac{\sigma_{22}^2}{E_2(1-D_n)} - \left(\frac{\nu_{12}}{E_1} + \frac{\nu_{21}}{E_2}\right)\sigma_{11}\,\sigma_{22} + \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}\,(1-D_s)}\right] \qquad \text{(Ec. 2.2.154)}$$

Los componentes de la deformación en el plano acoplados con este tipo de daño se derivan a partir del potencial elástico de tensiones:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\partial w_e^*}{\partial \sigma_{ij}}, i, j = 1,2 \begin{cases} \varepsilon_{11} = \dfrac{\sigma_{11}}{E_1} - \left(\dfrac{\nu_{12}}{E_1} + \dfrac{\nu_{21}}{E_2}\right)\dfrac{\sigma_{22}}{2} \\ \varepsilon_{22} = \dfrac{\sigma_{22}}{E_2\,(1-D_n)} - \left(\dfrac{\nu_{12}}{E_1} + \dfrac{\nu_{21}}{E_2}\right)\dfrac{\sigma_{11}}{2} \\ \varepsilon_{12} = \dfrac{\sigma_{12}}{G_{12}\,(1-D_s)} \end{cases} \qquad \text{(Ec. 2.2.155)}$$

Este mismo resultado es el que se obtiene mediante técnicas de homogeneización a partir de las ecuaciones constitutivas de los tres componentes de la lámina, léase las fibras, la matriz y la interfase. El siguiente paso es la identificación mediante experimentos de las funciones de daño D_s y D_n para una tensión σ_{22} aplicada en la dirección x_2 y para una tensión de cortadura σ_{12}.

Las variables asociadas necesarias para modelar las leyes cinéticas de la evolución del daño son:

$$Y_s = \frac{\partial w_e^*}{\partial D} = \frac{\sigma_{12}^2}{2G_{12}\,(1 - D_s)^2} \qquad \text{(Ec. 2.2.156)}$$

$$Y_s = \frac{\partial w_e^*}{\partial D_n} = \frac{\sigma_{22}^2}{2E_2\,(1 - D_n)^2} \qquad \text{(Ec. 2.2.157)}$$

2.2.6 DAÑO EN INTERFASES

Los materiales compuestos más comunes están constituidos por diferentes láminas de diferentes materiales unidos entre sí mediante un adhesivo, mediante un proceso de polimerización o incluso mediante procesos de difusión. Uno de los principales mecanismos de fallo es la delaminación por pérdida de adherencia en la interfase entre capas. Como en realidad una interfase no es un volumen físico, es interesante considerarla como un medio superficial bidimensional de anchura nula, y desarrollar un modelo específico de daño en el que los datos de entrada sean los componentes de las tensiones y la deformación a la que está sometida esa interfase. Estos componentes son continuos a través de la interfase, y son el resultado del cálculo de una estructura o del material en el que la interfase no intervienen excepto a la hora de imponer la continuidad de los vectores de tensión y desplazamiento a través de esa interfase. Por tanto, el cálculo del daño como pérdida de adherencia es un proceso posterior al cálculo de una estructura.

2.2.6.1 Continuidad de los vectores de tensión y deformación

A continuación se plantea el problema de un elemento de meso-volumen constituido por dos capas diferentes A y B unidas mediante una interfase I de espesor despreciable y que está sometida a un estado tridimensional de carga (Fig. 2.2.20)

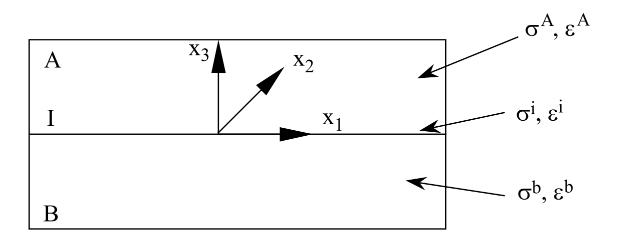


Figura 2.2.20 Interfase en la escala media

En la superficie de normal n_3, la condición de equilibrio impone que:

$$\sigma_{i3}^{A} n_3 = \sigma_{i3}^{B} n_3 = \sigma_{i3}^{I} n_3 \qquad i = 1,2,3 \qquad \text{(Ec. 2.2.158)}$$

Por tanto, los tres componentes de la tensión en la interfase se pueden obtener a partir de las tensiones en las capas *A* ó *B*:

$$\left[\sigma^{I}\right] = \begin{bmatrix} \bullet & \bullet & \sigma_{13}^{A} \\ \bullet & \bullet & \sigma_{23}^{A} \\ \sigma_{13}^{A} & \sigma_{23}^{A} & \sigma_{33}^{A} \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.2.159)}$$

También ha de imponerse la condición de continuidad en el vector de desplazamientos:

$$\forall x_1, x_2 \begin{cases} u_1^{A} - u_1^{B} = 0 \\ u_2^{A} - u_2^{B} = 0 \end{cases} \quad ó \quad \begin{cases} du_1^{A}(x_1, x_2) = du_1^{B}(x_1, x_2) \\ du_2^{A}(x_1, x_2) = du_2^{B}(x_1, x_2) \end{cases} \qquad \text{(Ec. 2.2.160)}$$

- De la primera ecuación

$$\frac{\partial u_1^{A}}{\partial x_1} dx_1 + \frac{\partial u_1^{A}}{\partial x_2} dx_2 = \frac{\partial u_1^{B}}{\partial x_1} dx_1 + \frac{\partial u_1^{B}}{\partial x_2} dx_2 \qquad \text{(Ec. 2.2.161)}$$

en la cual, si $dx_2 = 0 \rightarrow \varepsilon_{11}^{A} = \varepsilon_{11}^{B}$ (Ec. 2.2.162)

y si $dx_1 = 0 \rightarrow \dfrac{\partial u_1^{A}}{\partial x_2} = \dfrac{\partial u_1^{B}}{\partial x_2}$ (Ec. 2.2.163)

- De la segunda ecuación:

$$dx_1 = 0 \rightarrow \varepsilon_{22}^{A} = \varepsilon_{22}^{B} \qquad \text{(Ec. 2.2.164)}$$

$$dx_2 = 0 \rightarrow \frac{\partial u_2^A}{\partial x_1} = \frac{\partial u_2^B}{\partial x_1} \qquad \text{(Ec. 2.2.165)}$$

$$\left.\begin{array}{l} \dfrac{\partial u_1^A}{\partial x_2} = \dfrac{\partial u_1^B}{\partial x_2} \\ \dfrac{\partial u_2^A}{\partial x_1} = \dfrac{\partial u_2^B}{\partial x_1} \end{array}\right\} \textit{adición}: \varepsilon_{12}^{A} = \varepsilon_{12}^{B} \quad \textit{sustracción}: \frac{\partial u_1^A}{\partial x_2} - \frac{\partial u_2^A}{\partial x1} = \frac{\partial u_1^B}{\partial x_2} - \frac{\partial u_2^B}{\partial x_1}$$

Por tanto, los tres componentes de la deformación en la interfase, de manera complementaria a las tensiones conocidas, se obtienen a partir de las deformaciones de las láminas *A* y *B* (más una consición de rotación que no juega ningún papel en la Mecánica Clásica del Medio Continuo):

$$\left[\varepsilon^{I}\right] = \begin{bmatrix} \varepsilon_{11}^{A} & \varepsilon_{12}^{A} & \bullet \\ \varepsilon_{12}^{A} & \varepsilon_{22}^{A} & \bullet \\ \bullet & \bullet & \bullet \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 2.2.166)}$$

Los términos perdidos en $[\sigma^{I}]$ y $[\varepsilon^{I}]$ son obviamente aquellos que no se pueden definir debido al carácter bidimensional de la interfase: no hay área para soportar las cargas en las direcciones x_1 y x_2, ni longitud para definir las deformaciones en la dirección x_3.

2.2.6.2 Ratio de disipación de la energía de deformación superficial

Las deformaciones planas $\varepsilon_{\alpha\beta}^{I}$ (con α, β = 1, 2) y las tensiones fuera del plano σ_{i3}^{I} se consideran como variables independientes de estado y sus asociadas en la interfase. Más aún, experimentos cualitativos muestran que un gran número de interfases exhiben comportamiento elástico, viscoso, plástico y dañado. Con objeto de seguir la Teoría de Estado del Acoplamiento Cinético, es necesario dividir la variable $S_{\alpha\beta}^{I}$ asociada a $\varepsilon_{\alpha\beta}^{I}$ en su parte elástica $S_{\alpha\beta}^{e}$ y su parte irreversible

$$S_{\alpha\beta}^{I} = S_{\alpha\beta}^{e} + S_{\alpha\beta}^{an} \qquad \text{(Ec. 2.2.167)}$$

y lo mismo para la variable de estado e_{i3} a la cual se asocia σ_{i3}:

$$e^{I}_{i3} = e^{e}_{i3} + e^{an}_{i3} \qquad \text{(Ec. 2.2.168)}$$

Por analogía con los fenómenos de plasticidad, introducimos una variable escalar de estado del endurecimiento por deformación, π, cuya variable asociada llamamos r. Se asume un comportamiento isotermo que evita el tener que introducir las variables de temperatura y de entropía. D es la variable de daño, la densidad de la pérdida de adherencia microscópica, e $\bar{y}$ es su variable asociada.

El potencial de estado se elige de manera similar al usado en la Sección 2.2.5 con la excepción de que en este caso se trata de una energía por unidad de superficie:

$$\psi = \frac{1}{2}\left[k_{\varepsilon} : \varepsilon^{I} : \varepsilon^{I} + k_{\sigma} : e^{e} : e^{e}\right](1 - D) + \frac{k_{\pi}\mu}{1+\mu}\pi^{\frac{1+\mu}{\mu}} \qquad \text{(Ec. 2.2.169)}$$

(el símbolo : representa el producto tensorial doblemente contraído)

donde k_e, k_s, k_p y m son los parámetros tensoriales y escalares característicos de la naturaleza de la interfase.

Se deriva que:

$$s^{e} = \frac{\partial\psi}{\partial\varepsilon^{I}}, s^{e}_{\alpha\beta} \text{ tiene la dimensión de fuerza por unidad de longitud}$$

$$\sigma^{I} = \frac{\partial\psi}{\partial e} = k_{\sigma} : e^{e}(1 - D), e^{e}_{i3} \text{ tiene dimensiones de longitud}$$

$$r = \frac{\partial\psi}{\partial\pi} = k_{\pi}\pi^{1/\mu}, \text{ r tiene dimensiones de tensión}$$

$$\bar{y} = \frac{\partial\psi}{\partial D} = -\left(\frac{k_{\varepsilon}}{2} : \varepsilon^{I} : \varepsilon^{I} + \frac{k_{\sigma}}{2} : e : e\right) \qquad \text{(Ec. 2.2.170)}$$

$y = -\bar{y}$ es el ratio de disipación de energía de deformación superficial, que se puede escribir como una función de las variables conocidas εI y σI

$$y = \frac{k_{\varepsilon}}{2} : \varepsilon^{I} : \varepsilon^{I} + \frac{k_{\sigma}^{-1}}{2} : \frac{\sigma^{I} : \sigma^{I}}{(1 - D)^{2}} \qquad \text{(Ec. 2.2.171)}$$

2.2.6.3 Ley cinética de la evolución del daño por pérdida de adherencia

La disipación satisface el Segundo Principio de la Termodinámica si se cumple que:

$$s^{an} : \dot{\varepsilon}^{I} + \sigma^{I} : \dot{e}^{an} + r\dot{\pi} + y\dot{D} \geq 0 \qquad \text{(Ec. 2.2.172)}$$

La ley cinética de la evolución del daño se deriva a partir de potenciales de disipación que, en el caso de la tensión y las deformaciones sean un fenómeno controlado, necesita ser:

- Un potencial de tipo visco-elástico Ω, una función no lineal de la deformación plástica equivalente ε^{I}_{eq} definida por

$$\dot{\varepsilon}^{I}_{eq} = \left(\frac{1}{2} \dot{\varepsilon}^{I}_{\alpha\beta} \dot{\varepsilon}^{I}_{\alpha\beta} \right)^{1/2} \qquad \text{(Ec. 2.2.173)}$$

$$\Omega = \frac{y^2}{2} \frac{\dot{\varepsilon}^{I\eta}_{eq} \dot{\varepsilon}^{I}_{eq}}{S_{\varepsilon}} \quad \text{si} \quad \varepsilon^{I}_{eq} > \varepsilon_{D} \qquad \text{(Ec. 2.2.174)}$$

donde η y S_{ε} son constantes del material y ε_D, también una constante del material, es el umbral de daño.

- Un potencial de tipo plástico F gobernado por un criterio f escrito en función de la tensión equivalente σ^{I}_{eq} , teniendo en cuenta el carácter unilateral de las interfases que no han de mostrar daño cuando están sometidas a compresión

$$\sigma^{I}_{eq} = \left\langle \sigma_{33} \left| \sigma_{33} \right| + \left(\frac{\sigma_R}{\tau_R} \right)^{2} \left(\sigma^{2}_{13} + \sigma^{2}_{23} \right) \right\rangle^{1/2} \qquad \text{(Ec. 2.2.175)}$$

El ratio de la tensión normal última σ_R frente a la tensión última de cortadura, τ_R, refleja la gran diferencia de resistencia que existe a menudo entre la tensión y la cortadura en las interfases. $\langle \ \rangle$ son los paréntesis de Macauley, y $| \ |$ es el valor absoluto.

$$\sigma^{I}_{eq} = \sigma_{33} \text{ en tensión pura}$$

$$\sigma^{I}_{eq} = 0 \text{ en compresión pura}$$

$$\sigma_{eq}^{I} = \frac{\sigma_R}{\tau_R}\left|\sigma_{33}\right| \text{ a cortadura pura}$$

- una tensión aplicada disminuye la resistencia a cortadura

- una compresión aplicada incrementa la resistencia a cortadura

El acoplamiento con el daño en el criterio plástico y en la función potencial es despreciable:

$$f = \sigma_{eq}^{I} - r - \sigma_y = 0 \quad \text{(Ec. 2.2.176)}$$

$$F = f + \frac{\overline{y}^2}{2S_\sigma} \quad \text{(Ec. 2.2.177)}$$

σ_y es el límite de fluencia y S_σ otro parámetro característico de la interfase.

Las leyes cinéticas de la evolución se derivan a partir de estos potenciales por la regla de normalidad:

$$S_{\alpha\beta}^{an} = \frac{\partial\Omega}{\partial\dot{\varepsilon}_{\alpha\beta}} \quad \text{(Ec. 2.2.178)}$$

$$\dot{e}_{i3}^{an} = \frac{\partial F}{\partial\sigma_{i3}}\dot{\lambda} \quad \text{(Ec. 2.2.179)}$$

$$\dot{\pi} = -\frac{\partial F}{\partial r}\dot{\lambda} = \dot{\lambda} \quad \text{(Ec. 2.2.180)}$$

$$\dot{D} = -\frac{\partial\Omega}{\partial\overline{y}} - \frac{\partial F}{\partial\overline{y}}\dot{\lambda} = y\left(\frac{\varepsilon_{eq}^{I\eta}\dot{\varepsilon}_{eq}^{I}}{S_\varepsilon} + \frac{\dot{\lambda}}{S_\sigma}\right) \quad \text{(Ec. 2.2.181)}$$

$\dot{\lambda} \geq 0$ es el multiplicador plástico determinado por la condición de consistencia,

$$\dot{\sigma}_{eq}^{I} - \dot{r} = 0 \qquad \text{(Ec. 2.2.182)}$$

o, junto con $r = k_\pi \pi^{1/\mu}$ y $\dot{\pi} = \dot{\lambda}$

$$\dot{\lambda} = \frac{\mu}{k_\pi}\left(\frac{\sigma_{eq}^{I} - \sigma_y}{k_\pi}\right)^{\mu+1} \dot{\sigma}_{eq}^{I} \quad \text{si} \quad \begin{cases} f = 0 \\ \dot{f} = 0 \end{cases} \qquad \text{(Ec. 2.2.183)}$$

Finalmente

$$\dot{D} = y\left[\frac{\varepsilon_{eq}^{I\eta}}{S_\varepsilon}\dot{\varepsilon}_{eq}^{I}(\text{si} \quad \varepsilon_{eq} \geq \varepsilon_D) + \left(\frac{\sigma_{eq}^{I}\sigma_y}{k_\pi}\right)^{\mu-1} \frac{\mu}{kS_6}\left(\text{si} \quad \begin{cases} f = 0 \\ \dot{f} = 0 \end{cases}\right)\right] \qquad \text{(Ec. 2.2.184)}$$

$$\dot{D} = 0 \text{ en caso contrario} \qquad \text{(Ec. 2.2.185)}$$

$D = D_C \rightarrow$ pérdida de adherencia en un Elemento Representativo de Superficie

Los parámetros reológicos de la interfase que se han introducido en la formulación son: k_σ, k_ε, S_ε, η, ε_D, σ_R, τ_R, σ_y, k_π, μ, D_C. El gran número de ellos hace necesario la identificación de algunos de ellos como un grupo de parámetros, y la restricción a modelos más sencillos con objeto de poder deducir el comportamiento a partir de ensayos.

2.2.6.4 Modelo simplificado

A partir de las expresiones generales deducidas anteriormente se pueden obtener modelos simplificados. A continuación se exponen los dos mecanismos más comunes para la pérdida de adherencia:

- pérdida de adherencia por Modo I debido a la tensión normal σ_{33}
- pérdida de adherencia en Modo II por cortadura, σ_{13} ó σ_{23}

Estos modelos corresponden a modos de carga del tipo $\varepsilon_{\alpha\beta}^{I} \approx 0$ ó un material para el que k_ε es aproximadamente cero y S_ε es lo suficientemente grande como para despreciar el primer término en la ley de daño.

Más aún, si se considera una interfase isótropa, el número de coeficientes independientes en la matriz $[k_\sigma]$ se reduce a dos, como en la elasticidad de un material isótropo. Si tomamos k_σ para el modo I y k'_σ para

el modo II, entonces

$$y = \frac{\sigma_{33}^2}{2k_\sigma(1-D)^2} + \frac{\sigma_{13}^2+\sigma_{23}^2}{k'_\sigma(1-D)^2} \quad \text{(Ec. 2.2.186)}$$

Con objeto de simplificar todavía más el modelo, se asume que la tensión de fluencia es cero. Entonces:

$$\dot{D} = y\left(\frac{\sigma_{eq}^I}{k_\pi}\right)^{\mu-1}\frac{\mu}{k_\pi S_\sigma}\dot{\sigma}_{eq}^I \quad \text{si}\begin{cases} f = 0 \\ \dot{f} = 0 \end{cases} \quad \text{(Ec. 2.2.187)}$$

ó

$$\dot{D} = \left[\frac{\sigma_{33}^2}{2k_\sigma(1-D)^2} + \frac{\sigma_{13}^2+\sigma_{23}^2}{k'_\sigma(1-D)^2}\right]\left(\frac{\sigma_{eq}^I}{k_\pi}\right)^{\mu-1}\frac{\mu}{k_\pi S_\sigma}\left\langle\dot{\sigma}_{eq}^I\right\rangle \quad \text{(Ec. 2.2.188)}$$

- Identificación Cualitativa

Es posible relacionar los parámetros k_σ, k'_σ, k_π *y* S_σ a parámetros ingenieriles como σ_R y τ_R, más fáciles de medir

Considerando el modo I de pérdida de adherencia en tensión:

$$\sigma_{13} = \sigma_{23} = 0, \quad \dot{\sigma}_{33} > 0 \quad \text{(Ec. 2.2.189)}$$

La ley de daño se reduce a:

$$\dot{D} = \frac{\sigma_{33}^2}{2k_\sigma(1-D)^2}\left(\frac{\sigma_{33}}{k_\pi}\right)^{\mu-1}\frac{\mu}{k_\pi}\frac{\dot{\sigma}_{33}}{S_\sigma} \quad \text{(Ec. 2.2.190)}$$

La descohesión tiene lugar en la escala media para $D = D_C$ cuando la tensión alcanza el valor de la tensión última, σ_R. Estas condiciones se obtiene por la integración de la ecuación diferencial del daño) de lo artiendo de un estado sin dañar

$$\sigma_{33} = 0 \rightarrow D = 0$$

$$\int_0^{D_c}(1-D)^2 dD = \frac{\mu}{2k_\sigma k_\pi^\mu S_\sigma}\int_0^{\sigma_R}\sigma_{33}^{(\mu+1)}\,d\sigma_{33} \quad \text{(Ec. 2.2.191)}$$

que se obtiene que:

$$\frac{\mu}{2k_\sigma k_\pi^\mu S_\sigma} = \frac{1-(1-D_C)^3}{\sigma_R^{\mu+2}} \frac{\mu+2}{3} \qquad \text{(Ec. 2.2.192)}$$

Considerando ahora el modo II de pérdida de adherencia por cortadura:

$$\sigma_{33} = \sigma_{23} = 0, \quad \dot{\sigma}_{13} > 0 \qquad \text{(Ec. 2.2.193)}$$

$$\dot{D} = \frac{\sigma_{13}^2}{k'_\sigma (1-D)^2} \left(\frac{\sigma_R}{\tau_R} \frac{\sigma_{33}}{k_\pi} \right)^{\mu-1} \frac{\mu}{k_\pi} \frac{\sigma_R}{\tau_R} \frac{\dot{\sigma}_{13}}{S_\sigma} \qquad \text{(Ec. 2.2.194)}$$

Las condiciones para el comienzo de pérdida de adherencia en la escala media $D = D_C$ cuando $\sigma_{13} = \tau_R$ se obtienen integrando como se había hecho previamente:

$$\sigma_{13} = 0 \rightarrow D = 0$$

$$\int_0^{D_c} (1-D)^2 dD = \frac{\mu}{k_\sigma k_\pi^\mu S_\sigma} \left(\frac{\sigma_R}{\tau_R} \right)^\mu \int_0^{\sigma_R} \sigma_{13}^{(\mu+1)} d\sigma_{13} \qquad \text{(Ec. 2.2.195)}$$

a partir de la cual

$$\frac{\mu}{k'_\sigma k_\pi^\mu S_\sigma} = \frac{1-(1-D_C)^3}{\tau_R^{\mu+2}} \frac{\mu+2}{3} \left(\frac{\tau_R}{\sigma_R} \right)^\mu \qquad \text{(Ec. 2.2.196)}$$

Mediante la consideración de estas definiciones se obtiene una expresión para la ley del daño mucho más fenomenológica, sustituyendo los grupos de parámetros calculados previamente por sus valores como funciones de σ_R, τ_R y D_C:

$$\dot{D} = \frac{\mu+2}{3} \frac{1-(1-D_C)^3}{(1-D)^2} \left(\frac{\sigma_{33}^2}{\sigma_R^2} + \frac{\sigma_{13}^2 + \sigma_{23}^2}{\tau_R^2} \right) \left(\frac{\sigma_{eq}^I}{\sigma_R} \right)^{\mu-1} \frac{\langle \dot{\sigma}_{eq}^I \rangle}{\sigma_R} \qquad \text{(Ec. 2.2.197)}$$

- Identificación Cuantitativa

Según el desarrollo anterior, es necesario determinar cuatro coeficientes para cada clase de interfase:

σ_R: tensión última en un ensayo a tensión pura.

τ_R: tensión última en un ensayo a cortadura pura.

D_C: daño crítico para pérdida de adherencia

μ: exponente característico de la no-linealidad

Incluso en el caso de un adhesivo, los ensayos de identificación se han de realizar en un material que sea la interfase y sus dos capas adyacentes, ya que una interfase aislada, adhesivo por ejemplo, tiene distintas propiedades que una interfase entre las dos capas diferentes. Los ensayos que se sugieren son:

- Un ensayo de tensión pura para determinar σ_R.
- Un ensayo de cortadura pura con descarga del material para la determinación de τ_R y D_C mediante la extrapolación del daño medido como:

$$D = 1 - \frac{\tilde{E}}{E} = 1 - \frac{\tilde{G}}{G} \qquad \text{(Ec. 2.2.198)}$$

$\tilde{G}$ es el módulo de cortadura dañado y G es el valor en el estado intacto. Se asume que el módulo de Poisson no se ve afectado por el daño, lo que es una buena aproximación en el caso de daño isótropo.

- El mejor modo de obtener el exponente μ es a través de un ensayo de fatiga a tensión ($\sigma_M = 0$, σ_M) o a cortadura y deducir μ a partir de la pendiente de la curva de Woehler expresando el logaritmo de la amplitud de esfuerzos como función del logaritmo del número de ciclos hasta la pérdida de adherencia.

La ecuación de la curva de Woehler se obtiene mediante la integración de la ley de daño para un ciclo, sin tener en cuenta la variación de D:

$$\frac{\partial D}{\partial N} = \frac{\mu + 2}{3} \frac{1 - (1 - D_C)^3}{(1 - D)^2} \int_0^{\sigma_M} \left(\frac{\sigma_{33}}{\sigma_R} \right)^{\mu - 1} \frac{d\sigma_{33}}{\sigma_R}$$

$$\frac{\partial D}{\partial N} = \frac{1}{3} \frac{1 - (1 - D_C)^3}{(1 - D)^2} \left(\frac{\sigma_M}{\sigma_R} \right)^{\mu + 2} \qquad \text{(Ec. 2.2.199)}$$

y posteriormente como una función del número de ciclos con las condiciones:

$$N = 0 \rightarrow D = 0$$

$$N = N_R \leftarrow D = D_C$$

$$\int_0^{D_c} \frac{3(1 - D)^2}{1 - (1 - D_C)^3} \delta D = \int_0^{N} \left(\frac{\sigma_M}{\sigma_R} \right)^{\mu + 2} \delta N$$

$$N_R = \left(\frac{\sigma_R}{\sigma_M} \right)^{\mu + 2} \qquad \text{(Ec. 2.2.200)}$$

Habiéndose obtenido la curva de Woehler a partir de experimentos, se puede calcular el exponente μ a partir de:

$$\mu = \frac{\log N_R}{\log \sigma_R + \log \sigma_M} - 2 \qquad \text{(Ec. 2.2.201)}$$

2.2.6.5 Ejercicio sobre un criterio de pérdida de adherencia entre interfases

Un criterio simplificado para la pérdida de adherencia de interfases sometidas a cargas proporcionales consiste en escribir:

$$\sigma_{eq}^{I} = \sigma_R$$

ó

$$\left\langle \frac{\sigma_{33}|\sigma_{33}|}{\sigma_R^2} + \frac{\sigma_{13}^2 + \sigma_{23}^2}{\tau_R} \right\rangle = 1 \qquad \text{(Ec. 2.2.202)}$$

Este criterio es la solución exacta dad por la ley de daño al integrarla para un caso de carga proporcional en tensión y cortadura:

$$\sigma_{33} > 0 \rightarrow \frac{\sigma_{33}^2}{\sigma_R^2} + \frac{\sigma_{13}^2 + \sigma_{23}^2}{\tau_R^2} = \left(\frac{\sigma_{eq}^{I}}{\sigma_R} \right)^2 \qquad \text{(Ec. 2.2.203)}$$

La integración se reduce a:

$$\int_0^{D_c} \frac{3 - (1-D)^2}{1-(1-D_C)^3} \, dD = (\mu + 2) \int_0^{\sigma_{eq}^{I}} \left(\frac{\sigma_{eq}^{I}}{\sigma_R} \right)^{\mu+1} \frac{d\sigma_{eq}^{I}}{\sigma_R}$$

$$1 = \left(\frac{\sigma_{eq}^{I}}{\sigma_R} \right)^{\mu+2} \qquad \text{(Ec. 2.2.204)}$$

$$\sigma_{eq}^{I} = \sigma_R$$

En el caso de cortadura y compresión, la integración es más compleja debido al signo de $\sigma_{33} < 0$ pero los resultados numéricos no se alejan de los obtenidos con $\sigma_{eq}^{I} = \sigma_R$.

Por ejemplo, para un valor constante de $\sigma_{33} / \sigma_R = -1$, $\sigma_{23} = 0$ y $\mu = 4$ la integral de la ley de daño arroja un resultado de $\sigma_{13} / \tau_R = 1.375$, y el criterio simple de $\sigma_{13} / \tau_R = 1.414$

Ley de daño:

$$dD = \frac{6}{3}\frac{1-(1-D_C)^3}{(1-D)^2}\left(1+\frac{\sigma_{13}^2}{\tau_R^2}\right)\left(-1+\frac{\sigma_{13}^2}{\tau_R^2}\right)^{3/2}\left(-1+\frac{\sigma_{13}^2}{\tau_R^2}\right)^{-1/2}\frac{\sigma_{13}}{\tau_R^2}\,d\sigma_{13} \qquad \text{(Ec. 2.2.205)}$$

Integrando:

$$1 = 6\int_0^{\sigma_{13}}\left(1+\frac{\sigma_{13}^2}{\tau_R^2}\right)\left(-1+\frac{\sigma_{13}^2}{\tau_R^2}\right)\frac{\sigma_{13}}{\tau_R^2}\,d\sigma_{13}$$

$$\frac{\sigma_{13}^6}{\tau_R^6} - \frac{3\sigma_{13}^2}{\tau_R^2} = 1 \rightarrow \frac{\sigma_{13}}{\tau_R} = 1.375 \qquad \text{(Ec. 2.2.206)}$$

Según el criterio:

$$1 - + \frac{\sigma_{13}}{\tau_R^2} = 1 \rightarrow \frac{\sigma_{13}}{\tau_R^2} = \pm\sqrt{2} \qquad \text{(Ec. 2.2.207)}$$

La figura 2.2.21 muestra el gráfico del criterio de pérdida de adherencia en el plano tensión-cortadura.

$$\frac{\sigma_{33}\left|\sigma_{33}\right|}{\sigma_R^2} + \frac{\sigma_{13}}{\tau_R^2} = 1 \qquad \text{(Ec. 2.2.208)}$$

$\sigma_{33} > 0 \rightarrow$ media circunferencia

$\sigma_{33} < 0 \rightarrow$ dos ramas de hipérbola

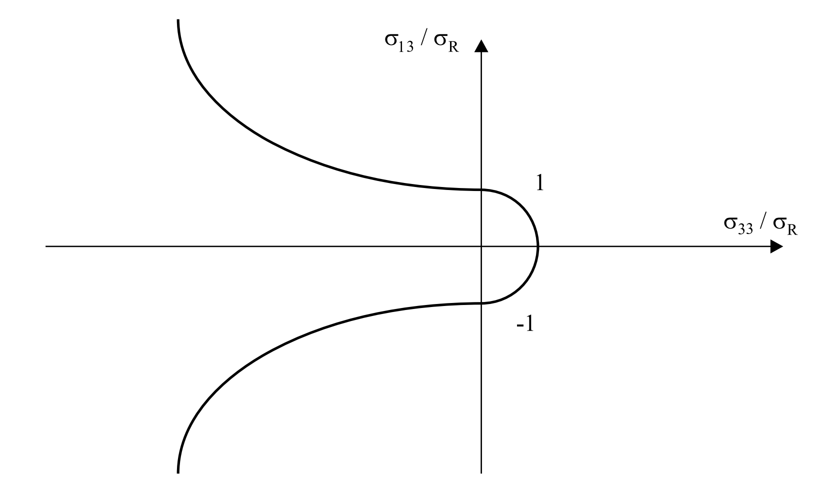


Figura 2.2.21 Criterio de pérdida de adherencia

Referencias

1. Kachanov, L.M., "*Sobre el Tiempo de Rotura por Creep*", Izv. Acad. Nauk SSSR, Otd. Techn. Nauk, No. 8, 1958, 26-31.

2. Kachanov, L.M., "*Teoría de Creep*", Nauka, Moscú, 1960 (En Ruso, traducido al Inglés por Kennedy, National Lending Library, Boston Spa, England, 1967).

3. Kachanov, L.M., "*Fundamentos de Mecánica de Fractura*", Nauka, Moscú, 1974 (En Ruso)

4. Kachanov, L.M., "*On Gradual Fracture of Adhesive Bonds*", Int. J. Fracture, 23, 1983, R143-R146.

5. Kachanov, L.M., "*On Brittle Fracture of Thin Plastic Interlayer in Creep Conditions*", Mechanics of Material Behaviour, G. Dvorak y R. Shield (Ed.), Elsevier Sc. Publ., Amsterdam, 1984, 191-200.

6. Kachanov, L.M., "*Crack Growth in Creep Conditions*" J. Mechanics of Solids (Mekhanika Tverdogo Tela), No. 1, 1978, 97-102.

7. Kachanov, L.M., "*Crack Growth under Conditions of Creep and Damage*", Creep in Structures, Springer-Verlag, Berlin, 1981, 520-524.

8. Kachanov, L.M., "*On Growth of Cracks under Creep Conditions*", Int. J. of Fracture, 1978, R51-R52.

9. Kachanov, L.M., "*On Subcritical Crack Growth*", Mech. Res. Comn., 3, 1976, 51-52.

10. Rabotnov, Y.N., "*Creep Problems in Structural Members*", North Holland, Amsterdam, 1969.

11. Lemaitre, J., Chaboche, J., "*Aspect phenomenologique de la rupture par endommagement*", J. Mécanique Appliquee, 2, No 3, 1978, 317-365.

12. Lemaitre, J., Chaboche, J., "*A Non-Linear Model of Creep-Fatigue Damage Cumulation and Interaction*", Mechanics of Visco-Elastic Media and Bodies, J. Hult (Ed.), Springer-Verlag, Berlin, 1975, 291-300.

13. Lemaitre, J., Cordebois, J., Dufailly, J., "*Sur le couplage endommagement-elasticite*", C.R. Acad. Sc. Paris, 288, 1979, B391-394.

14. Lemaitre, J., "*A Continuous Damage Mechanics Model for Ductile Fracture*", J. of Eng. Materials and Technology, 107, Enero, 1985, 83-89.

15. Lemaitre, J., Plumtree, A., "*Application of Damage Concepts to Predict Creep-Fatigue Failure*" J. of Eng. Materials and Technology, 101, Julio, 1979, 284-292.

16. Lemaitre, J., "*Modelo de Daño para la Predicción de Fallo por Creep o por Fatiga*", Laboratoire de Mécanique et Technologie, Universite P. et M. Curie, Paris VI, Cachan, Rapport No 3, 1980.

17. Lemaitre, J., "*A Course on Damage Mechanics*", Springer-Verlag, Berlin, 1990.

18. Kestin, J. "*Thermodynamics in Thermoplasticity*", Apuntes para un Curso de Verano, Jablonna, Polonia, 1973.

19. Murakami, S., Ohno, N., "*Teoría Continua de Creep y Daño*"

20. Talreja, R., "*A Continuum Mechanics Characterization of Damage in Composite Materials*", Proc. R. Soc. London, Ser A 399, 1985, p. 195-216

21. Talreja, R., "*Residual Stiffness Properties of Cracked Composite Laminates*", 6th Int. Conference of Fracture, Vol. 4, 1985, p. 3013-3019.

22. Talreja, R., "*Transverse Cracking and Stiffness Reduction in Composite Laminates*", J. Compos. Mater., Vol. 21, 1985, p. 355-375.

23. Talreja, R., "*Stiffness Properties of Composite Laminates with Matrix Cracking and Interior Delamination*", Eng. Fracture Mech., Vol. 25, 1986, p. 751-762.

24. Mura, T. "*Micromechanics od Defects in Solids*", Mechanics of Elastic and Inelastic Solids, Vol. 3, Martinus Nijhoff, 1982

25. Hahn, H.T., "*Fatigue Behavior and Life Prediction of Composite Laminates*", Composite Materials: Testing and Design (3rd Conference), ASTM, 1979.

26. Miner, M.A., "*Cumulative Damage in Fatigue*", J. Appl. Mech., Vol. 12, 1945, p. 159.

27. Wang, S.S., Chim, E.S., Suemau, H., "*Mechanics of Fatigue Damage and Degradation in Random Short-Fiber Composites, Part I – Damage Evolution and Accumulation*", J. Appl. Mech., Vol. 108, 1986, p. 339-346.

30. Wang, S.S., Chim, E.S., Suemau, H., "*Mechanics of Fatigue Damage and Degradation in Random Short-Fiber Composites, Part II – Analysis of Anisotropic Property Degradation*", J. Appl. Mech., Vol. 108, 1986, p. 347-353.

31. Wang, S.S., Chim, E.S.-M., "*Fatigue Damage and Degradation in Random Short-Fiber SMC Composites*", J. Compos. Mater., Vol. 17, 1983, p. 319-329.

32. Wang, S.S., Chim, E.S.-M., Yu, T.P., Goetz, D.P., "*Fracture of Random Short Fiber SMC Composite*", J. Compos. Mater., Vol. 17, 1983, p. 299-315.

33. S.S. Wang, J.F. Mandell, F.J. McGarry, "*Three-dimensional Solution for a Through-Thickness Crack with Crack Tip Damage in a Cross-Plied Laminate*", Fracture Mechanics of Composites, STP 593, ASTM, 1975, p. 61-85

34. Swanson, S.R., Messick, M.J.m Tian, Z., "*Failure of Carbon/Epoxy Lamina under Combined Stress*", J. Compos. Mater., Vol. 21, 1987, p. 619-630.

36. Swanson, S.R, Christofouru, A.P., "*Progressive Failure in Carbon/Epoxy Laminates under Biaxial Stress*", J. Eng. Mater., Vol. 109, 1987, p. 12-16.

37. Choo, V.K., "*Effect of Loading Path on the Failure of Fiber Reinforced Composite Tubes*", J. Compos. Mater., Vol. 19, 1985, p. 525-532.

38. Voyiadjis, G.Z., Kattan, P.I., "*Damage of Fiber-Reinforced Composite Materials with Micromechanical Characterization*", Int. J. Solids Structures, Vol. 30, 1993, p. 2757-2778.

39. Gaggar, S., Broutman, "*The Development of a Damage Zone at the Tip of a Crack in a Glass Fiber Reinforced Polyester Resin*", Int. J. of Fract., Vol. 10, 1974, p. 606-608.

40. Gaggar, S., Broutman, "E*ffect of Crack Tip Damage on Fracture of Random Fiber Composites*", Mat. Sci. and Engr., Vol. 21, 1975, p. 177-183.

41. Gaggar, S., Broutman, "*Crack Growth Resistance of Random Fiber Composites*", J. Compos. Mater., Vol. 9, 1975, p. 216-227.

42. Owen, J., Rose, R.G., "*The Fracture Toughness and Crack Propagation Properties of Polyester Resin Casts and Laminates*", J. of Physics D: Appl. Physics, Vol. 6, 1973, p. 42-53.

Esta página se ha dejado intencionadamente en blanco

CAPITULO III

COMPORTAMIENTO

3.1 EFECTOS AMBIENTALES

3.1.1 Introducción

Los efectos ambientales generan en los materiales compuestos unas repercusiones, que en general son menores que en los materiales metálicos. Estos estan sometidos a procesos de deterioro rápidos debido al fenómeno de la corrosión, mediante el cual el oxígeno del aire descompone al material a través de una oxidación. Sin embargo los materiales compuestos son susceptibles de registrar alteraciones en su comportamiento en las siguientes situaciones:

1) Exposición al aire húmedo o a un líquido

2) Degradación debida a las radiaciones ultravioletas del sol

3) Ataques químicos

4) Envejecimiento

Cuando una matriz orgánica de un material compuesto es expuesta al aire húmedo o a un líquido, tanto el contenido de humedad como la temperatura del material pueden cambiar con el tiempo [1]. Estos cambios a su vez, afectan a las propiedades térmicas y mecánicas, implicando una disminución en las prestaciones. Por lo tanto, con objeto de utilizar de forma eficiente el potencial de los materiales compuestos debe conocerse su respuesta ante una exposición ambiental.

3.1.2 Propiedades térmicas

Las propiedades térmicas de los materiales compuestos son importantes cuando éstos tienen un carácter estructural. Los polímeros no reforzados tienen un coeficiente de expansión muy alto que ocasiona problemas de diseño al usarse junto con materiales convencionales. La Tabla 3.1.1 contiene propiedades térmicas de materiales compuestos y los compara con los materiales usados tradicionalmente en ingeniería. Un efecto de la incorporación de las fibras en los materiales compuestos es la reducción del coeficiente de expansión térmica.

Tabla 3.1.1 Propiedades térmicas de varios materiales ingenieriles [2]
(CET: coeficiente de expansión térmica, CT: conductividad térmica)

Material	CET (10^{-6} /ºC)	CT (W/m ºC)
Madera	5.4-54	0.124-0.24
Aluminio	23	140-190
Hormigón	13	0.98
Acero	11.3	46
F. Poliéster	-1000	0.25
F. Nylon 66	-300	0.14
Fibra de vidrio	8.6	1.02
Fibra de aramida	-5/60	0.04
F. carbono (alquitrán)	-1/10	500
F. carbono (PAN)	-1/10	15-75
Resina de poliéster	50-100	0.11-0.28
Resina de epoxi	30-55	0.17-0.5
Resina fenólica	35	0.1-0.3
Resina de poliamida	80	30
Unid. vidrio / poliéster 11-16	0.3-0.35	
Tejido vidrio / poliéster	22-36	0.2-0.3
(SMC)	20-28	0.2-0.24
Unid. vidrio /epoxi	9-15	0.4-0.5
Tejido vidrio / fenólica	8-24	0.1-0.5
Unid. aramida / epoxi	-5/60	0.2/1.7
Tejido aramida / epoxi	-1/100	0.3/1
Unid. carbono / epoxi	0	10/18
Tejido carbono / epoxi	0	10/20
Tejido carbono / fenólica	3-6	0.4-0.8
Unid. carbono / poliamida	15-54	30-60

Como se aprecia en la tabla 3.1.1 el coeficiente de expansión térmica de un material compuestos unidireccional carbono/epoxi es próximo a cero, pudiendo diseñarse materiales compuestos de valores positivos o negativos. Para un material compuesto unidireccional vidrio/poliéster, el coeficiente de expansión térmica es del mismo orden que el del acero o del hormigón y aproximadamente la mitad que el del aluminio.

La conductividad térmica de los polímeros es baja; por tanto, los polímeros reforzados con fibras de espesor suficiente son buenos aislantes y cuando se usan con fibra de vidrio, lana o polímeros con espuma, la construcción con materiales compuestos tiene un valor extremadamente bajo. Cuando se usan polímeros como superficies de una construcción sandwich aislante, el material compuesto resultante posee una baja conductividad térmica.

Los materiales compuestos de fibra de vidrio o de aramida presentan valores de conductividad térmica muy inferiores a los de los metales. Por contra, la fibra de carbono de precursor brea presenta un coeficiente muy superior, asi como la resina de poliamida.

El límite de temperatura al cual las resinas comienzan a perder su rigidez, es conocido como temperatura de distorsión (HDT). Si la resina está reforzada el valor sube alrededor de 20 °C. La temperatura de distorsión representa un factor límite en el diseño dada la tendencia al agrietamiento del material bajo carga cuando se aproxima a esta temperatura.

La temperatura máxima de una resina de poliéster esta definida en la Norma Española UNE 53304-4 Materiales Plásticos. Resinas de poliéster no saturado. Determinacion de la temperatura máxima y de la velocidad de aumento de la temperatura en la polimerización en masa.

La Norma ASTM recoge las temperaturas máximas de operación en la siguiente norma:

D2471-99 Standard Test Method for Gel Time and Peak Exothermic Temperature of Reacting Thermosetting Resins.

3.1.3 Propiedades de resistencia química

Las matrices con mejores propiedades químicas son la resina de epoxi y la resina viniléster. En la siguiente tabla se citan las máximas temperaturas de operación para varios sistemas.

La Norma ASTM recoge las propiedades de resistencia química en las siguientes normas:

D543-95 Standard Practices for Evaluating the Resistance of Plastics to Chemical Reagents

D4398-95 Standard Test Method for Determining the Chemical Resistance of Fiberglass-Reinforced Thermosetting Resins by One-Side Panel Exposure.

Las temperaturas máximas de operación de las resinas de epoxi de viniléster cuando están en contacto con un determinado compuesto están reflejadas en la tabla 3.1.2.

Tabla 3.1.2 Temperaturas máximas de operación con resinas

	Resina de epoxi	Resina de viniléster
Ácido acético (25%)	50	90
Ácido acético (75%)	24	65
Acetona (10%)	65	38
Acetona (100%)	24	NR
Ácido clorhídrico (10%)	65	100
Ácido clorhídrico (20%)	38	93
Ácido clorhídrico (36.5%)	NR	60
Ácido sulfúrico (1-2%)	96	100
Ácido sulfúrico (25%)	65	100
Ácido sulfúrico (50%)	65	100
Ácido sulfúrico (75%)	NR	49
Agua destilada	96	100
Agua salada	107	100
Hidróxido de amonio (28%)	52	52
Benceno (0%)	65	NR
Benceno (100%)	65	NR
Diesel	107	88
Eptano	94	94
Etanol	49	38
Etilenglicol	107	107
Fuel	107	80
Gas Natural	107	100
Gasolina	107	38
Hexano	65	65
Hidróxido de sodio (5-50%)	65	65
Keroseno	107	80
Metanol (10 %)	65	65
Metanol (20-50%)	65	50
Metanol (100%)	50	NR
Nafta	107	88
Naftaleno	93	88
Petróleo	108	100
Tolueno	38	24
Xileno	66	24

Generalmente, bajo condiciones ambientales normales, el ataque ácido y alcalino sobre el material compuesto no es preocupante. El requisito principal es que las resinas deben ser curadas de manera apropiada.

La selección del material compuesto para aplicaciones químicas se ha apoyado tradicionalmente en los resultados de exponer laminados no sometidos a tensión a condiciones ambientales por períodos superiores a un año. Estos ensayos satisfacen los requerimientos EN o ASTM, o en el caso de condiciones ambientales severas como ácido sulfúrico e hidroclórico, han sido objeto de análisis detallados para determinar los efectos de la temperatura, la concentración y permeabilidad. La conveniencia del material viene dada por sus propiedades mecánicas residuales (dureza, resistencia a flexión y rigidez) y por la observación visual de cualquier ampolla o delaminación.

Las variables a tener en cuenta en los ensayos de materiales compuestos bajo condiciones ambientales son:

- tipo de resina
- tipo de fibra
- espesor del gel-coat y refuerzo
- sistema catalizador y programa de curado
- proporción fibra/matriz
- aditivos (rellenos, ceras retardantes al fuego, etc.)
- efectos de inhibición del aire
- tipos de exposición
- espesor del material compuesto

Los tipos de resina más usados y que proporcionan distintos grados de resistencia química son:

- ortoftálica - baja resistencia química
- isoftálica, tereftálica - resistencia química media
- bifenol, ácido caliente, viniléster, furánica y epoxi - alta resistencia química

3.1.4 Efectos de agentes químicos sobre los materiales compuestos

El agua se absorbe muy lentamente por parte de los materiales compuestos y alcanza el equilibrio después de un año. A temperatura ambiente, se incrementa el porcentaje en peso debido a que la absorción del agua es del 0.3%, mientras que a 80 °C el porcentaje equivalente es 1.0. Hay una reducción en resistencia conforme el agua penetra dentro del polímero y después de un año los laminados de poliéster bisfenol tendrán una valor de retención de resistencia de sólo un 60%. Los laminados de poliéster isoftálico sufren una gran disminución de resistencia conforme el agua se absorbe y después de nueve meses el valor de retención de resistencia es sólo del 20%. Los laminados de poliéster ortoftálico tienen una muy pobre retención de resistencia muy pobre, de sólo un 20% después de un mes.

Si existe una afinidad química fuerte entre la matriz y los agentes químicos, las moléculas pequeñas (solventes) pueden esparcirse por la totalidad del polímero y afectar a las propiedades mecánicas. Generalmente, la absorción física causa:

- pérdida de resistencia y rigidez
- incremento en dureza y grado de deformación del polímero.

De este modo, las moléculas invasoras destruyen algunas de las uniones químicas en la matriz y las propiedades mecánicas se degradan.

Si el ataque químico es ácido, como en el caso de las tuberías de elementos químicos de desecho, es posible incorporar un revestimiento termoplástico; estos han sido incorporados con éxito en numerosas aplicaciones con los siguientes materiales como revstimiento:

- PVC
- polipropileno
- PVDF (teflón)
- PTFE (plásticos fluorados)
- polietileno

Sin embargo, el uso del sistema de aislamiento es limitado en ambientes orgánicos debido a la difusión de agentes orgánicos en el revestimiento y el consiguiente ataque en el laminado reforzante.

3.1.5 Condiciones climáticas

Los polímeros que están expuestos a condiciones climáticas naturales sufrirán un deterioro que dependerá de factores como:

- Tipo de resina usada para el gel-coat y para la laminación del material compuesto
- Orientación del material compuesto respecto a los rayos del sol
- Componente ultravioleta de la luz solar sobre el material compuesto
- Acción del tiempo atmosférico sobre el material compuesto en diferentes climas y situaciones
- Proporción de “impurezas” en el polímero (p.e. aditivos retardantes del fuego, etc.)
- Las precauciones en el nivel de control de calidad requerido para asegurar un ambiente de producción conveniente, un proceso de fabricación correcto y un curado adecuado de la resina.

3.1.5.1 Gel-coat

La durabilidad de los materiales compuestos polímeros depende principalmente de la calidad de su superficie en exposición. En consecuencia, es necesario proteger esta superficie, y en particular cualquier fibra expuesta que pueda ser atacada por la humedad atmosférica mediante gel-coat. Este recubrimiento es la parte más importante de un laminado y por tanto se debe tener gran cuidado durante la formulación de la resina y su aplicación al material compuesto por medio de brocha o por proyección hasta conseguir un espesor uniforme de 0.4 - 0.5 mm. Si la capa de gel-coat es demasiado fina puede no curarse totalmente y la fibra de vidrio podría quedar al descubierto. Por el contrario, si es demasiado gruesa, puede agrietarse o romperse, con la consecuente reducción de la resistencia a impacto. Una variación en el espesor de la capa de gel-coat provocaría diferentes grados de curado y sería prudente reforzarla con una fina capa de tejido de fibra de vidrio.

3.1.5.2 Orientación del material compuesto respecto a los rayos del sol

Tiene un efecto significativo en su grado de deterioro. Por ejemplo, un panel de material compuesto orientado hacia la dirección del sol sufrirá un desgaste mayor (por los rayos ultravioletas) que un panel que esté protegido. Por el contrario, el panel protegido ante los rayos del sol tardará más en secarse y por tanto se desgastará en este sentido más que el panel que esté en dirección al sol.

3.1.5.3 Componente ultravioleta del sol

Degrada al material compuesto y la banda de longitud de onda corta a 330 nm produce el mayor efecto en los poliésteres. Se manifiesta por una decoloración del polímero y un deterioro en la superficie del material compuesto. Para evitar este problema se incorporan estabilizadores de radiación ultravioleta en formulaciones de resina de poliéster. La inclusión de estos estabilizadores en formulaciones de resina epoxi parece tener poco efecto en lo que se refiere a la decoloración y no existe evidencia de que una exposición continua a los rayos solares afecte a las propiedades mecánicas de estos polímeros.

3.1.5.4 Acción del tiempo atmosférico sobre los materiales compuestos

La norma BS 4618 [5] (no existe norma europea equivalente) recomienda hacer ensayos bajo condiciones atmosféricas naturales por un tiempo de 3 meses, 6 meses, 1, 2, 4, 6, 8 y 10 años, o por periodos tan largos como sea necesario. Los climas están clasificados en un sentido amplio en cinco tipos diferentes:

- cálido y húmedo
- cálido y seco
- mesotérmico
- templado
- frío

Se recomienda que las condiciones de ensayo simulen aquellas de servicio normal; además, deberían realizarse otras pruebas. Por ejemplo, los efectos de una limpieza periódica debería observarse en una segunda serie de probetas.

Durante los ensayos a la intemperie, las probetas a examen se valoran comparándolas con aquellas almacenadas bajo unas condiciones determinadas, observándose:

- dimensiones
- apariencia visual
- propiedades mecánicas
- ataque biológico

3.1.5.5 Cargas

Los elementos de relleno y los pigmentadores tienen un gran efecto sobre la apariencia y durabilidad de los polímeros. Los polímeros pigmentados absorben incidentalmente rayos infrarrojos y radiación visible y este proceso tiende a acelerar el grado de degradación aumentando la temperatura del material compuesto;

es particularmente notable en climas cálidos; las resinas epoxi también tienden a degradarse de igual manera en climas cálidos.

La mayoría de las estimaciones a largo plazo acerca de la calidad y comportamiento de materiales compuestos polímeros se derivan de acelerar los ensayos pero inevitablemente esto tiene unas limitaciones debidas principalmente a:

- la dificultad de correlacionar los resultados de ensayos de laboratorio acelerados con condiciones atmosféricas normales;
- falta de inter-relación de materiales polímeros.

3.1.6 Insonorización

En todos los edificios se debe reducir al mínimo la transmisión del sonido. La forma idónea de conseguir esto es incorporar a la construcción materiales voluminosos pesados. Como ocurre con muchos otros materiales, normalmente no se utilizan grandes volúmenes de polímeros reforzados y en consecuencia la reducción de sonido es difícil de conseguir. El grado de insonorización requerida puede lograrse utilizando un diseño de material compuesto. En una construcción sandwich esto puede conseguirse mediante un núcleo relleno de espuma o usando una lámina de yeso como material de revestimiento en el que el sonido sea reflejado o absorbido.

El poliestireno expandido se usa en ocasiones en la fabricación de tejas pero no absorbe el sonido debido a su porosidad como hacen la mayoría de tejas acústicas. Pueden, no obstante, dar una medida de absorción cuando se montan en listones dejando una bolsa de aire entre las tejas y la superficie de soporte.

British Standard Specification 8233 [6] y British Standard Code of Practice 153, Parte 3 [7], aportan las pautas del diseño de elementos de construcción y componentes para asegurar una insonorización adecuada y una reducción de ruido para varios tipos de edificios y localizaciones.

3.1.7 Propiedad de transmisión de la luz

La transmisión de la luz en un material compuesto translúcido expuesto a la atmósfera un número de años depende del tipo de resina usada y del contenido de resina. Scott Bader ha observado una reducción del 14% en cinco años de transmisión de la luz en la resina Crystic 191 E reforzada con mat de vidrio con un ratio fibra/matriz de 70% en peso y con un gel-coat conteniendo un fino tejido de superficie. El mismo material compuesto sin gel-coat tiene una reducción del 30% y la resina con mat de vidrio con un ratio fibra/ matriz de 65% en peso, tiene un reducción de aproximadamente 70%; estos ejemplos están tomados sobre un período de tiempo igual.

La acumulación de suciedad en la superficie interna de laminados de materiales compuestos usados como placas de tejado es causa de reducción en la transmisión de la luz y es aconsejable la limpieza periódica de estas superficies. Los problemas más comunes en los laminados con resina ignífuga son la decoloración, variaciones en la matriz, y la aparición de partículas de suciedad sobre la superficie de laminados translúcidos.

3.1.8 Resistencia a la abrasión

Depende de la dureza y resistencia del material compuesto. Las resinas de poliéster y epoxi son polímeros duros y asociadas con la fibra de vidrio tiene un efecto sobre las propiedades físicas del material compuesto. Sin embargo, para obtener una mejora en la resistencia a la abrasión de los materiales compuestos, es esencial utilizar un gel-coat con tejidos finos de superficie. La tabla 3.1.3 muestra los valores de resistencia a la abrasión típicos para gel-coats “buenos” y “malos”.

Tabla 3.1.3 Típica resistencia de abrasión de materiales compuestos de vidrio/poliéster

Material	Rugosidad de la superficie (μm)	Desgaste (μm)	
		Inicial	Después de 1.200 ciclos con un abrasivo
Buen gel coat	0.25-0.76	1.0	64
Mal gel coat	0.25-0.76	5.3	192

3.1.9 Distribuciones de temperatura y humedad

Cuando un material compuesto es expuesto a un ambiente en el cual la temperatura y el nivel de humedad varían con el tiempo de una manera concreta, es preciso calcular los siguientes parámetros:

a) Temperatura dentro del material como una función de la posición y del tiempo,

b) Concentración de humedad dentro del material como una función de la posición y del tiempo,

c) Cantidad total (masa) de humedad dentro del material como una función del tiempo,

d) Tensiones (“higrotérmicas”) inducidas por la humedad y temperatura dentro del material como una función del tiempo,

e) Cambios dimensionales del material como una función del tiempo, y

f) Cambios en las “propiedades” del material como una función del tiempo.

Aquí la palabra “propiedades” se usa en un amplio sentido para caracterizar cualquier propiedad de interés, mecánica, química, térmica o eléctrica, tales como resistencia, módulo elástico, vida a fatiga, temperatura de transición vítrea, y conductividades térmica y eléctrica.

Las distribuciones de temperatura y humedad dentro de un material compuesto pueden ser calculadas únicamente cuando la humedad penetra en el material por difusión “Fickian”. Tal difusión se supone que tiene lugar cuando se cumplen las siguientes condiciones:

a) La transferencia de calor a través del material es únicamente por conducción y puede ser descrita por la ley de Fourier.

b) La difusión de humedad puede ser descrita por una concentración dependiente de la forma de la ley de Fick.

c) La temperatura dentro del material se aproxima al equilibrio mucho más rápidamente que la concentración de humedad y por lo tanto las ecuaciones de energía (Fourier) y de transferencia de masa (Fick) están desacopladas.

d) La conductividad térmica y la difusividad másica dependen únicamente de la temperatura y son independientes de las concentraciones de humedad o de los niveles de tensión dentro del material.

A continuación, se presentan soluciones para las distribuciones de temperatura y humedad para materiales compuestos simple y multi-capa bajo la difusión de Fick.

Material compuesto uni-capa—Condiciones ambientales constantes

Se considera el siguiente problema (figura 3.1.1):

a) El material compuesto es una placa uni-laminar en la cual el contenido de humedad y temperatura varía únicamente en la dirección normal a la superficie de la placa.

b) La temperatura ambiente y el contenido de humedad ambiental son constantes e iguales a ambos lados de la placa.

c) La temperatura dentro del material se aproxima al equilibrio mucho más rápidamente que la concentración de humedad y por lo tanto, la temperatura dentro del material puede tomarse la misma que la temperatura ambiente.

d) Inicialmente, las distribuciones de temperatura y humedad son uniformes dentro del material.

e) La conductividad térmica y la difusividad másica dependen únicamente de la temperatura y son independientes de las concentraciones de humedad y de los niveles de tensión dentro del material.

f) La placa se compone de una única lámina y el material es cuasi-homogeneo; es decir, las variaciones de las propiedades del material en función de la posición dentro del material pueden ser despreciadas.

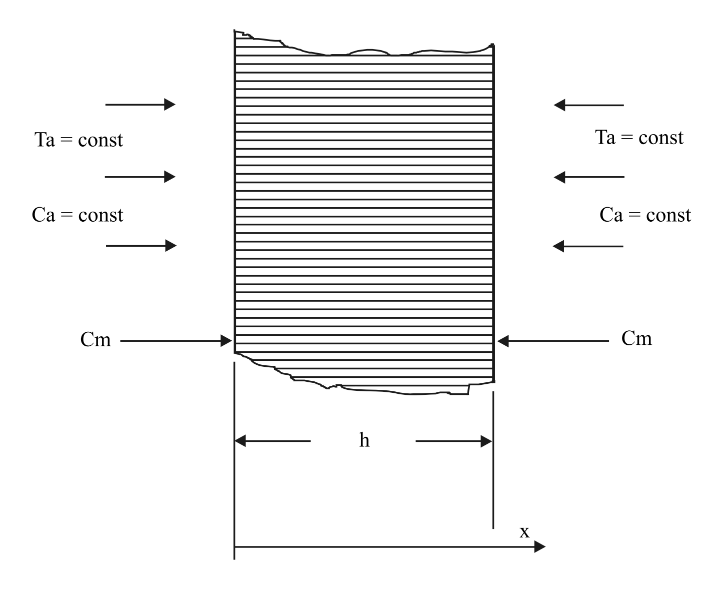


Figura 3.1.1 Capa única en condiciones ambientales constantes

Para el problema especificado anteriormente, la distribución de temperatura es uniforme a lo largo de la placa, y la temperatura igual a la temperatura ambiente:

$$T_{dentro} = T_{ambiente} = T_a \qquad \text{(Ec. 3.1.1)}$$

La concentración de humedad *c* es una función de la posición *x* y del tiempo *t*.

$$c^* \equiv \frac{c - c_i}{c_m - c_i} = 1 - \frac{4}{\pi}\sum_{j=0}^{\infty} \frac{1}{2j+1} \sin\frac{(2j+1)\pi x}{h} \exp\left[-\frac{(2j+1)^2 \pi^2 D t}{h^2}\right] \qquad \text{(Ec. 3.1.2)}$$

donde c_i es la concentración de humedad inicial uniforme dentro del material, c_m es la concentración máxima de humedad que se alcanza en el material para unas condiciones ambientales dadas, *h* es el espesor de la placa, y *D* es la difusividad másica en la dirección normal a la placa.

La masa total de humedad dentro de la placa es:

$$m = A \int_0^h c.dx \qquad \text{(Ec. 3.1.3)}$$

donde ***A*** es el área de la superficie expuesta.

Las ecuaciones 3.1.2 y 3.1.3 generan la siguiente expresión para la masa total:

$$G \equiv \frac{m - m_i}{m_m - m_i} = 1 - \frac{8}{\pi^2} \sum_{j=0}^{\infty} \frac{1}{(2j+1)^2} \exp\left[- \frac{(2j+1)^2 \pi^2 Dt}{h^2} \right] \qquad \text{(Ec. 3.1.4)}$$

donde m_i es la masa inicial del material (esto es, la masa inical expuesta al ambiente húmedo) y m_m es la masa de humedad en el material cuando éste está totalmente saturado, en equilibrio con su entorno.

$$m_m = (A)(c_m)(h) \qquad \text{(Ec. 3.1.5)}$$

El parámetro *G* puede ser aproximado por

$$G = 1 - \exp\left[- 7.3 (Dt / h^2)^{0.75} \right] \qquad \text{(Ec. 3.1.6)}$$

Esta expresión es más sencilla que la ecuación 3.1.4.

Un parámetro de interés práctico es el porcentaje de ganancia en peso, definido como

$M = (W-W^0)/W^0 x100 = m/m^0$ x100 (Ec. 3.1.7)

donde:
- W = peso del material húmedo
- W^0 = peso del material seco
- m = masa del agua absorbida
- m^0 = masa del material seco

Las ecuaciones 3.1.4 y 3.1.7 dan

$M = G(M_m - M_i) + M$ (Ec. 3.1.8)

Los subíndices se refieren a las condiciones uniforme inicial y completamente saturado, respectivamente.

Análogamente, tenemos

$M_m = m_m / m_{seco}$ x 100 = c_m / r x100 (Ec. 3.1.9)

$M_i = m_i / m_{seco}$ x 100 = c_i / r x100

donde *r* es la densidad del material seco.

Notar que la concentración de humedad y el contenido total de humedad pueden calcularse mediante las expresiones anteriores, incluso cuando una de las caras de la placa está aislada de manera que la humedad entra únicamente a través de una cara. En este caso el espesor *h* debe ser reemplazado por el doble del espesor *2h* en las ecuaciones 3.1.2, 3.1.4 y 3.1.6.

Materiales compuestos multi-capa—Condiciones ambientales en función del tiempo

Se considera el siguiente problema (figura 3.1.2)

a) La temperatura y el contenido de humedad dentro del material varían únicamente en la dirección normal a la superficie de la placa.

b) La temperatura dentro del material se equilibra mucho más rápido que la concentración de humedad, y por lo tanto en cada instante de tiempo la distribución de temperatura dentro del material corresponde a la temperatura instantánea ambiental.

c) Las propiedades del material dependen únicamente de la temperatura, y son independientes de la concentración de humedad y del nivel de tensión.

d) Las condiciones ambientales (temperatura, nivel de humedad) varían de forma arbitraria pero conocida.

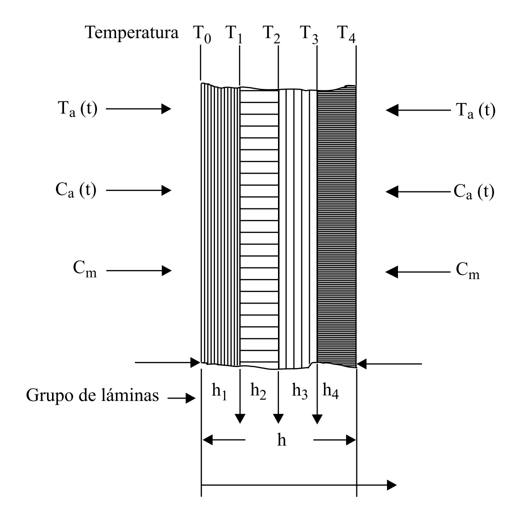


Figura 3.1.2 Material compuesto multi-capa — condiciones ambientales en función del tiempo

La distribución de temperatura dentro de la placa es:

$T_0-T_1 = qR_1, \; T_2-T_1 = qR_2$ (Ec. 3.1.11)

$T_3-T_2 = qR_3, \; T_4-T_3 = qR_1$

donde $R_i = K_i/h_i$

$q = (T_4-T_1)/(R_1+R_2+R_3+R_4)$ (Ec.3.1.12)

De T_0 a T_4 son las temperaturas superficiales, K_i es la conductividad térmica de la capa i (en la dirección normal a la superficie de la placa).

Aunque las expresiones anteriores están referidas a una placa compuesta de 4 láminas, los resultados son extensibles a placas compuestas de un número arbitrario de láminas.

La concentración y el contenido de humedad pueden ser obtenidos mediante métodos numéricos. Se ha desarrollado un programa de computador para realizar estos cálculos (se ha designado por W8GAIN). El listado del programa y las variables entrada-salida pueden encontrarse en [2].

Los parámetros de entrada del programa son:

a) La temperatura ambiente y la humedad relativa como una función del tiempo en ambos lados de la placa.

b) La distribuciones de la concentración inicial de humedad y temperatura inicial dentro de la placa; estas concentraciones pueden no ser uniformes.

c) La densidad de cada lámina.

d) El contenido de humedad máxima de cada lámina en función de las condiciones ambientales.

e) La conductividad térmica y difusividad másica en función de la temperatura para cada lámina.

Las variables de salida del programa son:

a) Concentración de humedad en función de la posición y el tiempo en cada lámina.

b) Cambio de peso (masa) de cada lámina en función del tiempo.

c) Cambio total de peso (masa) en función del tiempo.

Difusión no-Fickian

Los procedimientos de cálculo mencionados anteriormente pueden ser utilizados si la difusión de humedad sigue el denominado proceso Fickian. Las condiciones para saber si existe difusión Fickian deben ser determinadas mediante ensayos. Generalmente la difusión Fickian tiene lugar a bajas temperaturas y para materiales expuestos a aire húmedo. Existen desviaciones de la difusión Fickian a elevadas temperaturas y para materiales sumergidos en líquidos. La difusión Fickian constituye una aproximación razonable para muchos materiales incluidos los materiales compuestos grafito/epoxi.

Procedimientos de ensayo para determinar D Y M_m

Con objeto de determinar la difusividad D y el máximo contenido de humedad M_m pueden utilizarse los siguientes procedimientos de ensayo:

a) Se fabrica la probeta en forma de placa delgada.

b) Se seca completamente la probeta en un horno y se mide el peso en seco W_{seco} .

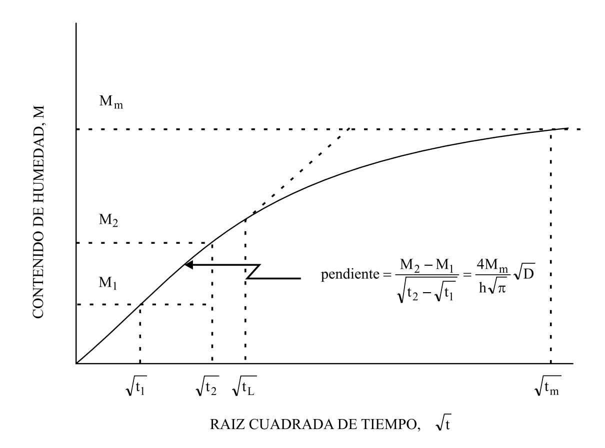


Figura 3.1.3 Diagrama de variación del contenido de humedad en función de la raíz cuadrada del tiempo por difusión fickian. para $t < (t_l)^{0.5}$ la pendiente es constante

c) Se dispone la probeta en un ambiente a temperatura constante y nivel constante de humedad, midiéndose el peso en función del tiempo.

d) El contenido de humedad *M* (ver ecuación 3.1.7) se representa en función de la raiz cuadrada del tiempo (ver figura 3.1.3).

En caso de que exista difusión Fickian, tras un largo periodo de tiempo la gráfica *M* en función de la raiz cuadrada del tiempo se aproxima asintóticamente al máximo contenido de humedad M_m. La pendiente inical de la curva es proporcional a la difusividad.

$$D = p(h / 4 M_m)^2 [(M_2 - M_1)/((t_2)^{0.5} - (t_1)^{0.5})]^2 \qquad \text{(Ec. 3.1.13)}$$

Alternativamente, el valor de *D* puede calcularse mediante la ecuación 3.1.8. Se elige un valor arbitrario de *D* y se calcula *M* a través de las ecuaciones 3.1.8 y 3.1.6 para diferentes tiempos. Los resultados calculados se comparan con los datos experimentales. Se repite el procedimiento para diferentes valores de D hasta encontrar un buen ajuste con los datos de que se dispone. El error introducido en el valor de *D* debido a la difusión a través de los bordes puede estimarse a través del procedimiento dado en [2].

3.1.10 Contenido máximo de humedad

El valor de M_m es prácticamente constante cuando el material se sumerge en un líquido. Para materiales expuestos a aire húmedo, M_m puede relacionarse con la humedad relativa a través de la expresión

$$M_m = a(f)^b \qquad \text{(Ec. 3.1.14)}$$

donde *a* y *b* son constantes y sus valores están dados en las tablas 3.1.4 a 3.1.6.

Tabla 3.1.4 Contenidos máximos de humedad en materiales compuestos grafito-epoxi sumergidos en un líquido

Máximo contenido de humedad; M_m (por ciento)			
Líquido	T300/1034	AS/3501-5	T300/5208
Agua destilada	1.70	1.90	1.50
Agua salada saturada	1.25	1.40	1.12
Combustible Diesel Nº 2	0.50	0.55	0.45
Combustible Jet A 0.45	0.52	0.40	0.40
Aceite de Aviación 0.65	0.65	0.60	0.60

Tabla 3.1.5 Contenido máximo de humedad de materiales compuestos grafito-epoxi expuestos a aire húmedo

Material	a	b
T300/1034	0.017	1
AS/3501-5	0.019	1
T300/5208	0.015	1
934 (resina)	0.060	1.4 f<60 por ciento, 1.8 f>60 por ciento
3501-5 (resina)	0.060	1.4 f<60 por ciento, 1.8 f>60 por ciento
5208 (resina)	0.060	1.4 f<60 por ciento, 1.8 f>60 por ciento

* donde $M_m = af^b$ si b = 1

$M_m = a(f/100)^b x100$ si b es diferente de la unidad

Tabla 3.1.6 Contenido máximo aparente de humedad de materiales compuestos poliester-vidrio E y vinilester-vidrio E (porcentaje)

Substancia	Temp (ºC)	SMC-R25	VE SMC-R50	SMC-50
Aire húmedo, 50 por ciento	23	0.17	0.13	0.10
	93	0.10	0.10	0.22
Aire húmedo, 100 por ciento	23	1.00	0.63	1.35
	93	0.30	0.40	0.56
Agua destilada	23	3.60	-	-
	50	3.50	-	-
Agua salada	23	0.85	0.50	1.25
	93	2.90	0.75	1.20
Combustible Diesel Nº 2	23	0.29	0.19	0.45
	93	2.80	0.45	1.00
Aceite lubricante	23	0.25	0.20	0.30
	93	0.60	0.10	0.25
Anticongelante	23	0.45	0.30	0.65
	93	4.25	3.50	2.25
Indolene	23	3.50	0.25	0.60
	93	4.50	5.00	4.25

3.1.11 Difusividad másica

Cuando la difusión es de tipo Fickian y *D* es únicamente función de la temperatura, la difusividad está relacionada con la temperatura a través de la relación de Arrhenius.

$$D = D_o \exp[-C/T] \qquad \text{(Ec. 3.1.15)}$$

donde D_o y C son constantes, y T es la temperatura absoluta. Los valores de las constantes están dados en las tablas 3.1.7 a 3.1.9.

La difusividad transversal de un material compuesto unidireccional es:

$$D_y = D_o \exp[-C/T] \qquad \text{(Ec. 3.1.16)}$$

donde D_o está dado en mm^2s^{-1}; C en K.

Tabla 3.1.7 Difusividades transversales de materiales compuestos grafito/epoxi sumergidos en líquidos y aire húmedo

LIQUIDO/AIRE	T300/1034		AS/3501-5		T300/5208	
	D_0	C	D_0	C	D_0	C
Agua destilada	16.3	6211	768	7218	132	6750
Agua salada saturada	5.85	6020	5.38	6472	6.23	5912
Aire húmedo	2.28	5554	6.51	5722	0.57	4993

Tabla 3.1.8 Difusividades de resinas de epoxi expuestas a aire húmedo

RESINA	934		3501-5		5208	
	D_0	C	D_0	C	D_0	C
Aire húmedo	4.85	5113	16.1	5690	4.19	5448

Para materiales compuestos con fibra de refuerzo, los coeficientes de difusión en las direcciones paralela y perpendicular a las fibras D_x y D_y pueden estimarse mediante la expresión:

$$D_x = (1-v_f)D_m+v_fD_f \qquad \text{(Ec. 3.1.17)}$$

donde D_m es la difusividad de la matriz de resina, D_f es la difusividad de la fibra y v_f es el tanto por uno en volumen de las fibras. Para expresar la difusividad transversal se requiere una expresión más complicada. Estas expresiones no son válidas si la humedad se propaga a lo largo de las interfase fibra-resina o a través de fisuras y vacío.

Generalmente, la difusividad de la fibra es pequeña comparada con la difusividad de la matriz siendo posible la simplificación de la expresión anterior en:

$$D_x = (1-v_f)D_m \qquad \text{(Ec. 3.1.18)}$$

$$D_y = [1-(v_f/p)^{0.5}]D_m \qquad \text{(Ec. 3.1.19)}$$

En una dirección a *a* grados respecto a la orientación de las fibras, la difusividad no orientada es:

$$D_¡ = D_x\cos^2 a+D_y \text{sen}^2 a \qquad \text{(Ec. 3.1.20)}$$

Pueden obtenerse expresiones similares para conductividades térmicas de materiales compuestos unidireccionales. Pueden encontrarse también otras aproximaciones en [2].

Tabla 3.1.9 Difusividades transversales aparentes de materiales compuestos poliester/vidrio E y vinilester-vidrio E. (Los valores de D_y están dados en 10^7 mm^2s^{-1})

Substancia	Temp (ºC)	SMC-R25	VE SMC-R50	SMC-50
Aire húmedo, 50 %	23	10.0	10.0	30.0
	93	50.0	50.0	30.0
Aire húmedo, 100 %	23	10.0	5.0	9.0
	93	50.0	50.0	50.0
Agua salada	23	10.0	5.0	15.0
	93	5.0	30.0	80.0
Combustible Diesel Nº 2	23	6.0	5.0	5.0
	93	6.0	10.0	5.0
Aceite lubricante	23	10.0	10.0	10.0
	93	10.0	10.0	10.0
Anticongelante	23	50.0	30.0	20.0
	93	5.0	0.8	10.0
Indolene	23	1.0	10.0	10.0
	93	10.0	1.0	3.0

3.1.12 Humedad condicionada acelerada

Las propiedades mecánicas, térmicas y químicas de las matrices orgánicas de los materiales compuestos cambian durante la exposición al medio ambiente. Para determinar las magnitudes de estos cambios, el procedimiento normal consiste en la exposición del material a un ambiente húmedo hasta que el nivel de humedad dentro del material alcanza el valor exigido. Entonces el material es sometido a los ensayos apropiados para medir así los cambios en las propiedades debidos a la humedad absorbida. Desgraciadamente, obtener la humedad condicionada del material puede costar meses o años. En la mayoría de las circunstancias tales tiempos de acondiconado no son aceptables. A continuación se va a describir un procedimiento que reduce el tiempo requerido para humedecer el material durante el acondicionamiento del medio ambiente.

Planteamiento del problema

Consideremos una placa de espesor h fabricada en material compuesto formado por una matriz orgánica reforzada con fibras. La concentración de humedad c y la temperatura T dentro de la placa se va a suponer que varían únicamente en la dirección normal a la superficie de la placa. Inicialmente (con el tiempo $t<0$), la temperatura T_i y la concentración de humedad c_i son parámetros conocidos en cualquier punto interior a la placa. En el instante t = 0 la placa se expone a aire húmedo. Tanto la temperatura ambiente T_a como la humedad ambiental f_a pueden variar con el tiempo. Conforme el tiempo pasa, las distribuciones de temperatura y humedad dentro de la placa y el contenido total de humedad de la placa cambian. Después

de un cierto tiempo t_f, la temperatura, la concentración de humedad, y el contenido total de humedad alcanzan los valores T_d, c_d y M_d.

El objetivo consiste en establecer las condiciones ambientales (temperatura, humedad relativa) que generan los mismos T_d, c_d y M_d, valores del ambiente real, pero generados en un tiempo menor, es decir, en un tiempo t_t mucho menor que t_f ($t_t<t_f$).

Se va a presentar un procedimiento para acelerar el acondicionado ambiental para el caso siguiente:

a) La distribución de humedad a alcanzar es uniforme a lo largo de la placa, y

b) En cualquier instante de tiempo, la temperatura dentro de la placa coincide con la temperatura ambiente.

Para este problema la distribución de temperatura es uniforme a lo largo de la placa y, para cualquier instante de tiempo, la temperatura es igual a la temperatura ambiente.

$$T_{dentro} = T_{ambiente} = T_a \qquad \text{(Ec. 3.1.21)}$$

La concentración de humedad uniforme requerida c_d dentro de la placa puede establecerse por medio de diferentes ambientes. Normalmente, la placa es expuesta a ambiente húmedo en el cual la humedad es constante y corresponde al valor exigido de c_d (método "regular", ver Figura 3.1.4). El tiempo para alcanzar c_d por el método regular es t_f.

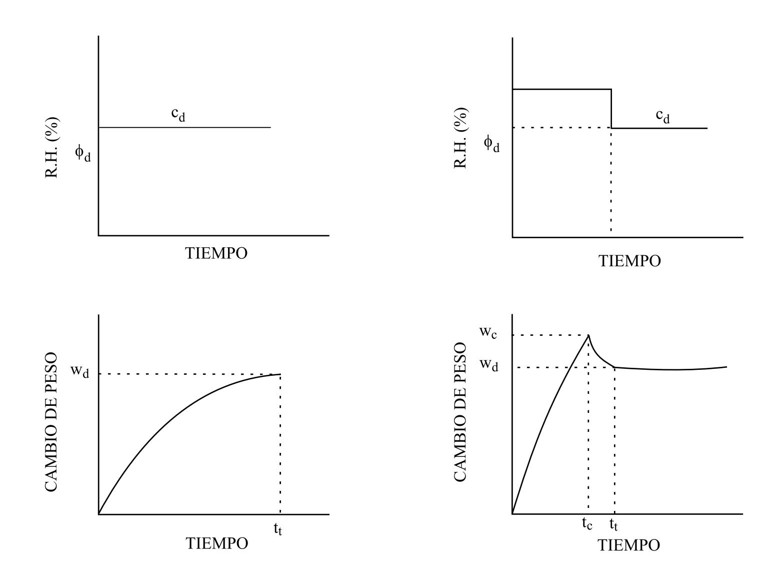


Figura 3.1.4 Representación de la humedad relativa empleada en ensayos regular y acelerado, y el correpondiente cambio de peso del material

El procedimiento para reestablecer c_d en un tiempo t_t, el cual es mucho menor que t_f se compone de dos etapas:

a) La placa se expone a aire con una humedad relativa del 100 % por un periodo de tiempo t_c (figura 3.1.4).

b) En un tiempo t_c la humedad relativa del aire ambiental se reduce al valor correspondiente a c_d, y la placa es expuesta a este ambiente hasta el tiempo t_t. La relación entre c_d y f_d es (ver ecuaciones 3.1.3, 3.1.7 y 3.1.14)

$$c_d = \rho M_d/100 = \rho \text{ a } (f_d)^b/100 \qquad \text{(Ec. 3.1.22)}$$

Es necesario seleccionar el “tiempo de cambio” t_c y el “tiempo de acondicionado” t_t con objeto de satisfacer las dos condiciones siguientes:

a) Al fin de la exposición (tiempo $t = t_t$) todos los puntos interiores de la placa tendrán una concentración de humedad **c** (dentro de un límite preescrito) coincidente con la concentración de humedad uniforme deseada c_d, y

b) La concentración de humedad uniforme deseada c_d se alcanzará en el menor tiempo posible t_t.

Selección de los tiempos “de cambio” y “de acondicionado”

Los tiempos de cambio y de acondicionado pueden determinarse mediante la solución de las ecuaciones diferenciales parciales que describen la difusión de humedad a través del material. Los resultados pueden resumirse en diagramas. Para llevar ésto a cabo vamos a introducir una concentración de humedad y un tiempo adimensionales

$$c^* = c/c_{100} \qquad \text{(Ec. 3.1.23)}$$

$$t^* = Dt/h \qquad \text{(Ec. 3.1.24)}$$

donde, como antes h es el espesor de la capa y c_{100} es la concentración máxima de humedad uniforme alcanzada en el material después de la exposición a aire con una humedad relativa del 100 %.

El “tiempo de cambio” adimensional t_c* se representa en la figura 3.1.6 en función de la concentración de humedad adimensional deseada c_d*.

El tiempo de acondicionado t_t* adimensional, requerido para asegurar que la concentración de humedad esté en todos los puntos dentro del límite preescrito de c_d*, se representa en la figura 3.1.7. Los resultados de la figura 3.1.7 se dan para los tres casos en los que la concentación de humedad está en todos los puntos dentro del 99, 95 o 90 % del valor constante deseado de c_d*.

Una vez que los tiempos adimiensionales t_c* y t_t* son conocidos (figuras 3.1.5 y 3.1.6) los tiempos reales t_c y t_t pueden calcularse mediante la ecuación 3.1.24. Estos cálculos requieren conocer la difusividad D. Desgraciadamente hay siempre una incertidumbre en el valor de D, la variación del 100 % de D es bastante normal. Cualquier error de D implica errores en los valores de t_c y t_t. Pueden obtenerse valores más precisos de t_c y t_t colocando una probeta (frecuentemente denominada “probeta testigo”) en la cámara

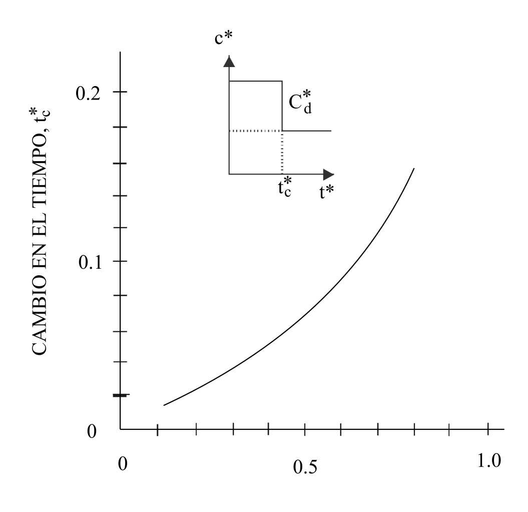


Figura 3.1.5 Tiempo de cambio adimensional t_C en función de la concentración de humedad adimensional deseada C_D.

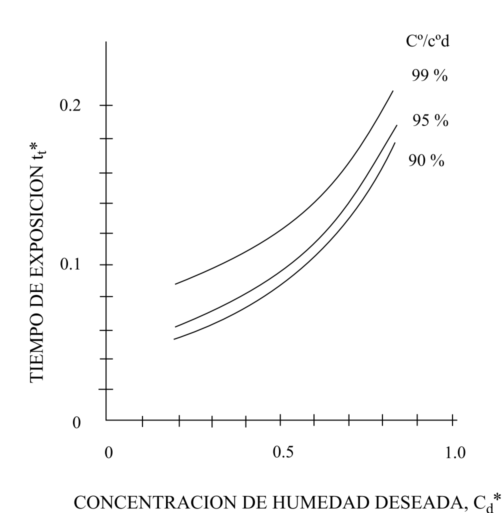


Figura 3.1.6 El tiempo de exposición adimensional t_t en función de la concentración de humedad adimensional deseada c_d. las tres curvas corresponden a las condiciones en las cuales las concentraciones de humedad estan dentro del 90, 95 y 99 % de la concentración de humedad deseada en cualquier punto dentro del material compuesto.

ambiental y registrando el cambio de peso de esta probeta. El cambio en humedad desde $f= 100_s$ a $f=f_d$ se lleva a cabo cuando el cambio de peso (en porcentaje) de la probeta M alcanza el valor M_c.

$$M_c = (M_{100})(M_c^*) \qquad \text{(Ec. 3.1.25)}$$

donde M_{100} representa el contenido máximo de humedad correspondiente al 100 % de humedad relativa (ecuación 3.1.14)

$$M_{100} = a(100)^b \qquad \text{(Ec. 3.1.26)}$$

M_c^* es el contenido de humedad en el material para el tiempo de cambio $t=t_c^*$. El tiempo de cambio t_c^* está reflejado en la figura 3.1.7. En el tiempo t_c^* se pueden calcular la concentración de humedad c_c^* y el contenido de humedad M^*. Los valores calculados de M_c^* se representan en la fórmula 3.1.8. El valor de M_c^* para el cual se lleva a cabo el cambio de $f=100_s$ a $f=f_d$, puede determinarse a partir de la figura 3.1.8 y las ecuaciones 3.1.25 y 3.1.26. El peso de la probeta testigo indica también el fin del acondicionado. El acondicionado es completo cuando el peso de la probeta permanece constante.

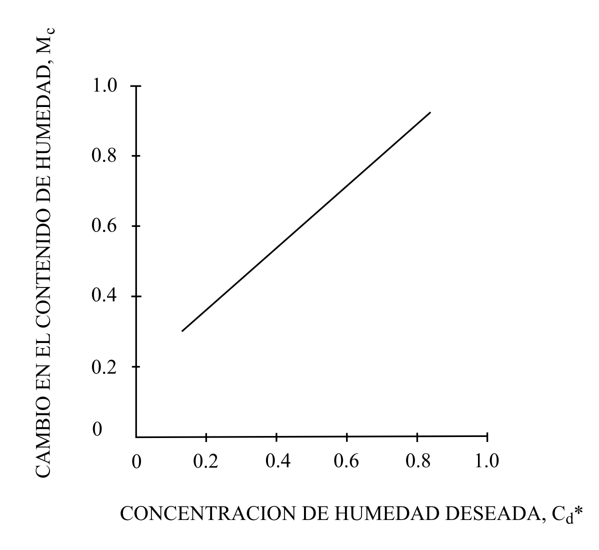


Figura 3.1.7 El contenido de humedad adimensional de cambio M_c^* en función de la concentración de humedad adimensional C_d^*.

Ejemplo 3.1.1 El siguiente ejemplo ilustra el uso del método descrito anteriormente para seleccionar las condiciones de la humedad acondicionada acelerada

Se va a considerar una placa de espesor 6.5 mm. realizada en material compuesto T300/1034. Las propiedades de este material se especifican en las tablas 3.1.4 y 3.1.5. La placa es expuesta a aire húmedo de manera que la temperatura y la humedad relativa varían con el tiempo. Supongamos que después de un largo período de tiempo la ganancia en peso de placa permanece prácticamente constante tomando el valor de $M_d = 0.68$ %. Se desean establecer las condiciones de ensayo para las cuales resulte el mismo contenido en humedad (0.68 %) así como la misma distribución de humedad del ambiente real. La solución al problema se da a continuación:

1) La concentración de humedad adimensional deseada se calcula a través de las ecuaciones 3.1.22 y 3.1.26.

$M_d = c_d/c_{100} = M_d/M_{100} = 0.68/0.017/100 = 0.4$ (Ec. 3.1.27)

2) Se calcula la humeda relativa correspondiente a M_d

$f_d = (M)^{1/b}/a = 0.68/0.017 = 40$ % (Ec. 3.1.28)

3) Se selecciona el tiempo de cambio adimensional. A partir de la Figura 3.1.6 el valor de t_c* correspondiente a c_d* es

$t_c^* = 0.05$ (Ec. 3.1.29)

4) Se calcula el tiempo de cambio. Se supone que el ensayo acelerado tiene lugar a 67° C. Entonces la ecuación 3.1.24 y los datos de la Tabla 3.1.5 dan

$t_c = t_c^* h^2/D = 0.05x(0.25)^2/1.56x10^{-6} =$

$= 2000$ hrs = 84 días (Ec. 3.1.30)

5) Se determina el tiempo de acondicionado adimensional. A partir de la figura 3.1.7(correspondiente al nivel del 99 %), obtenemos

$t_t^* = 0.104$ (Ec. 3.1.31)

6) El tiempo real de acondicionado se calcula por

$t_t = t_t^* h^2/D = 0.104x(0.25)^2/1.56x10^{-6}$

$= 4200$ horas = 170 días (Ec. 3.1.32)

Si hubiera en la cámara una “probeta testigo”, los pasos 3-6 hubieran sido:

3a) El peso de cambio adimensional M_c* se determina a partir de la figura 3.1.8

$M_c^* = 0.43$ (Ec. 3.1.33)

4a) El peso real de cambio M_c se calcula a través de las ecuaciones 3.1.25 y 3.1.26

$M_c = (M_{100})(M_c^*) = 1.7x0.43 = 0.73$ % (Ec. 3.1.34)

5a)—6a) El tiempo final de acondicionado se detemina a partir del cambio de peso observado en la probeta testigo.

De acuerdo con este ejemplo la placa se mantendría en aire húmedo al 100 % de humedad relativa durante 84 días. La humedad relativa cambiaría entonces al 40 %. Después de 170 días la concentración de humedad estaría dentro del 99 % de la concentración deseada a través de la placa.

La concentración de humedad deseada podría alcanzarse también exponiendo la placa a aire húmedo al 40 % de humedad relativa y 76°C. Como podemos apreciar en la figura 3.1.8, bajo estas condiciones la

concentración de humedad deseada podría alcanzarse en 800 días. Este es un tiempo muy largo comparado con los 180 días requeridos para alcanzar c_d a través del presente método.

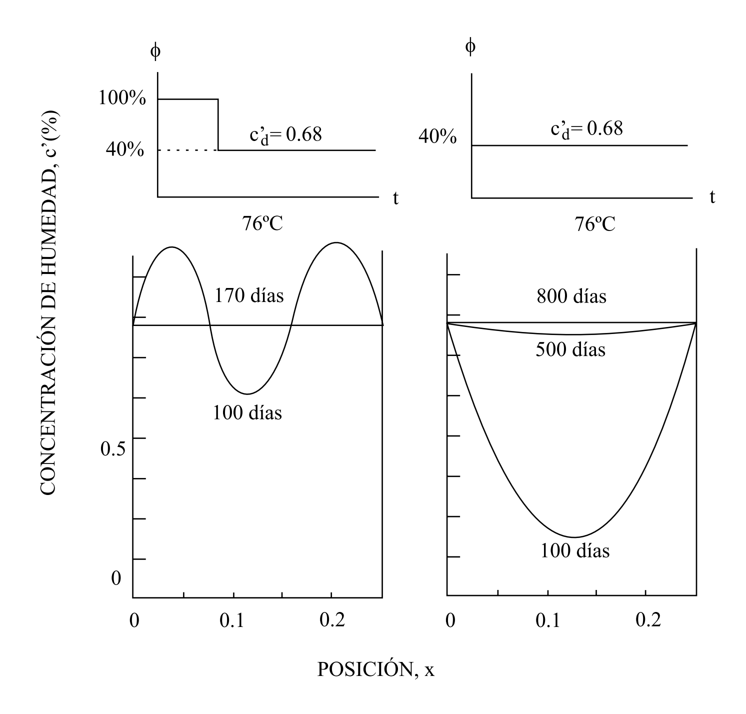


Figura 3.1.8 Variación de la humedad con el tiempo en un material compuesto grafito/epoxi T300/934 de 6.5 mm de espesor expuesto a dos ambientes diferentes. Notar que ambos ambientes generan una concentración uniforme de humedad del 0.68 % (c'=c/R x100)

3.1.13 Temperatura de transición vítrea

La difusión de Fickian se da con más probabilidad en polímeros elastómeros que en vítreos. La transición de un estado vítreo a un elastómero se lleva a cabo a la temperatura de transición vítrea. Por lo tanto la temperatura de transición vítrea T_g es un parámetro importante en los procesos de transferencia de humedad.

La humedad absorbida puede cambiar (generalmente hace decrecer) la temperatura de transición vítrea, afectando de este modo las características de difusión del material. La teoría de Bueche-Kelley obtiene la estimación siguiente de T_g:

$$T_g = [b_m(1-v_f)T_{gm}+b_f v_f T_{gf}]/[b_m(1-v_f)+b_f v_f)] \qquad \text{(Ec. 3.1.35)}$$

donde b_m, b_f, y v_f son los coeficientes de expansión de humedad y el tanto por uno en volumen de fibra. En las figuras 3.1.9 y 3.1.10 se presentan valores típicos de la temperatura de transición vítrea.

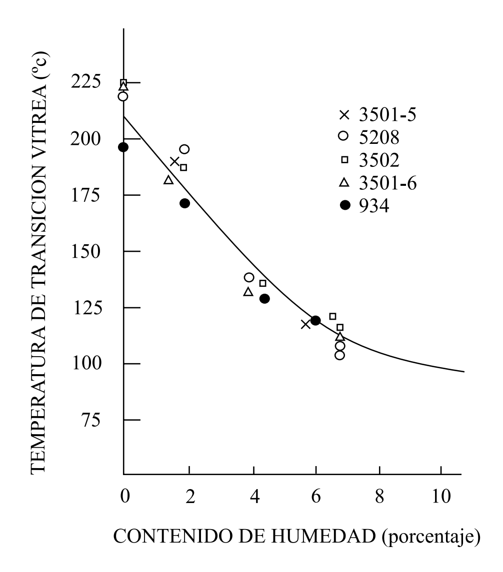


Figura 3.1.9 Temperatura de transición vítrea en función del contenido en humedad para diferentes resinas de epoxi

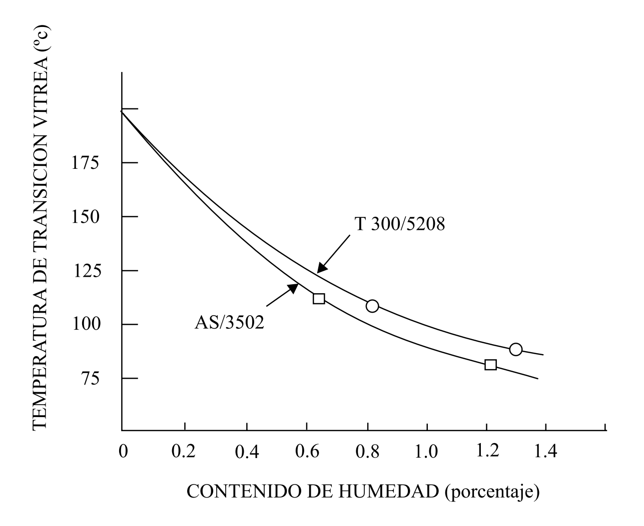


Figura 3.1.10 Temperatura de transición vítrea en función del contenido en humedad para dos tipos de materiales compuestos de grafito/epoxi.

3.1.14 Ciclos ambientales

Las características de absorción de humedad así como las propiedades de los materiales compuestos pueden cambiar cuando el material se expone a cambios lentos ambientales durante largos períodos de tiempo o cuando está expuesto a rápidos cambios ambientales durante cortos períodos de tiempo. Se ha observado que generalmente los ciclos ambientales tienden a aumentar la relación de humedad absorbida y disminuir las propiedades mecánicas. Sin embargo, las relaciones entre los ciclos y el comportamiento mecánico no se entienden claramente todavía. De hecho, algunos de los resultados son contradictorios. Se han observado cambios significativos en algunos materiales expuestos a ciclos ambientales mientras que se han observado cambios muy reducidos en otros materiales bajo condiciones presumiblemente similares.

Referencias

1. S. Tsai y A. Miravete. "*Diseño y análisis de materiales compuestos*", Editorial Reverté, Barcelona 1987.

2. "*Environmental Effects on Composite Materials*", vol 1, por Springer, G.S.

3. BS 4994

4. "*British Standard Specifications*" 8208

5. BS 4618

6. "*British Standard Specification*" 8233

7. "*British Standard Code of Practice*" 153, Parte 3.

8. "*Modern Plastics Encyclopedia*", Vol 62 (No. 10A), McGraw-Hill, 1985-1986

9. 1986 "*Materials Reference Issue*", April 1986, *Mach. Des.*, Penton

10. Resinox SC1008 Phenolic Product Data Sheets, Plastics Division, Monsanto Chemical Company

11. Materials Selector 1985, *Mater. Eng.*, Penton, Dec 1984

12. "*Reinforced Molding Compounds*", Fiberite Corporation

13. "*Plenco Molding Compounds*", Plastics Engineering Company

14. 1970 "*Guide to Plastics*", Modern Plastics Encylopedia

15. G. Lubin, Ed., "*Handbook of Fiberglass and Advanced Plastics Composites*", Van Nostrand Reinhold, 1969

16. K. Boller, "*Tensile and Compressive Strength of Reinforced Plastic Laminates After Rapid Heating*", Wright Air Development Division Report WADD-TR-60-804, Aug 1960

17. F.R. O'Brien and S. Oglesby, Jr., "*Investigation of Thermal Properties of Plastic Laminates*", Wright Air Development Center Report WADD-TR-54-306, 1955

18.*Military Handbook 17, Plastics for Flight Vehicles,* Department of Defense, June 1955

19. *Military Handbook 17A, Plasticsfor Aerospace Vehicles,* Department of Defense, Jan 1971

20. K. Boller, "*Strength Properties of Reinforced Plastic Laminates at Elevated Temperatures*", Wright Air Development Center Report WADD-TR-59-569, July 1959

21. "*Mechanical Properties of MXB*" 6001 Phenolic Resin Impregnated Glass Cloth,Fiberite Corporation, May 1965

22. "*Mechanical Properties of FM*" 5042 Glass Fabric Reinforced Prepreg Employing a MIL-R-92299 Resin, U.S. Polymeric Chemical Inc., June 1964

23. R.R. Bamet,·"*Evaluation of Glass Fabric Reinforced Plastic Laminates*", Navord Report 2669, U.S. Naval Ordnance Laboratory, Jan 1953

24. L. Holliday, Ed., *Composite Materials,* Elsevier, 1966

25. Research and Development Laboratory Report LWR 278149, Morton Thiokol, Inc., Aug 1977

26. "*Elevated Temperature Properties of Carbonaceous and Silica Fabric Reinforced Phenolic Composites*", Table III, AGC MIF-540, Aerojet General Company, 1964

27. "*Various Mechanical and Thermal Properties of Carb-1-Tex and Carbon Phenolic*", SoRI, for Lockheed Propulsion Laboratories, 1971

28. "*Mechanical Properties Test Data Package*", FM5064, FM5055, FM5014, U.S. Polymeric

29. "*Subscale Ring Shearout Load Data*" ,Report TWR-9071, Morton Thiolcol, Inc., 1975

30. "*Subscale Ring Shearout Test*" Report TWIZ-20393, Morton Thiolcol, Inc., 1977

31. Data Sheet, MXG175. MX4926, Fiberite Corporation

32. Seale, Michael D; Madaras, Eric I "*Lamb wave characterization of the effects of long-term thermal-mechanical aging on composite stiffnes*s" The Journal of the Acoustical Society of America v 106 no3 Sept 1999 pt1 p.1346-52.

33. Moore, Dale *"Naval aircraft materials and processes"* Advanced Materials and Processes v 155 no3 Mar 1999 p.27-30.

34. Bar Cohen, Yoseph; Backes, Paul G *"Scanning aircraft structures using open-architecture robotic crawlers as platforms with NDT boards and sensors"* Materials Evaluation v 57 no3 Mar 1999 p.361-6.

35. Verghese, K. N. E; Hayes, M. D; Garcia, K *"Influence of matrix chemistry on the short term, hydrothermal aging of vinyl ester matrix and composites under both isothermal and thermal spiking conditions"* Journal of Composite Materials v 33 no20 1999 p.1918-38

36. Shimokawa, Toshiyuki; Hamaguchi, Yasumasa; Kakuta, Yoshiaki *"Effect of isothermal againg on ultimate strength of high-temperature composite materials for SST structures"* Journal of Composite Materials v 33 no12 1999 p.1104-18.

37. Tsotsis, Thomas K *"Long-term thermo-oxidative aging in composite materials: experimental methods"* Journal of Composite Materials v 32 no11 1998 p.1115-35

38. Veazie, D. R; Gates, T. S *"Compressive creep of IM7/K3B composite and the effects of physical aging on viscoelastic behavior"* Experimental Mechanics v 37 Mar 1997 p.62-8.

39. Gates, Thomas S; Veazie, David R; Brinson, L. C *"Creep and physical aging in a polymeric composite: comparison of tension and compression"* Journal of Composite Materials v 31 no24 1997 p.2478-505.

40. Madhukar, Madhu S; Bowles, Kenneth J; Papadopoulos, Demetrios S *"Thermo-oxidative stability and fiber surface modification effects on the inplane shear properties of graphite/PMR-15 composites"* Journal of Composite Materials v 31 no6 1997 p.596-618.

41. Bowles, Kenneth J; Madhukar, Madhu; Papadopoulos, Demetrios S "T*he effects of fiber surface modification and thermal aging on composite toughness and its measurement"* Journal of Composite Materials v 31 no6 1997 p.532-79.

42. Ghorbel, I *"Durability of closed-end pressurized GRP filament wound pipes under hygrothermal aging conditions. Part II: creep tests"* Journal of Composite Materials v 30 no14 1996 p.1581-95.

43. Ghorbel, I; Spiteri, P *"Durability of closed-end pressurized GRP pipes under hygrothermal conditions. Part I: monotonic tests"* Journal of Composite Materials v 30 no14 1996 p.1562-80.

44. Parvatareddy, H; Wang, J. Z; Lesko, J. J *"An evaluation of chemical aging/oxidation in high performance composites using the Vickers micro-indentation technique"* Journal of Composite Materials v 30 no2 1996 p.210-30.

45. Drozdov, A. D; Kalamkarov, A. L *"Optimal design problems in mechanics of growing composite solids, part II: shape optimization"* Journal of Applied Mechanics v 62 Dec 1995 p.983-8.

46. Drozdov, A. D; Kalamkarov, A. L *"Optimal design problems in mechanics of growing composite solids, part I: preload optimization"* Journal of Applied Mechanics v 62 Dec 1995 p.975-82.

47. Tsotsis, T. K *"Thermo-oxidative aging of composite materials"* Journal of Composite Materials v 29 no3 1995 p.410-22.

48. Buggy, M; Carew, A *"The effect of thermal ageing on carbon fibre-reinforced polyetheretherketone (PEEK); static and dynamic flexural properties"* Journal of Materials Science v 29 Apr 1 1994 p.1925-9.

49. Basham, Kim *"Choices in corrosion-resistant rebar"* Aberdeen's Concrete Construction v 44 no10 Oct 1999 p.27+.

50. Grace, Nabil F *"Continuous CFRP prestressed concrete bridges"* Concrete International v 21 no10 Oct 1999 p.42-7.

51.Sen, Rajan; Carpenter, William; Snyder, David *" Finite element modeling of fiber reinforced polymer pretensioned elements subjected to environmental loads"* ACI Structural Journal v 96 no5 Sept/Oct 1999 p.766-73.

52. Prian, L; Barkatt, A *"Degradation mechanism of fiber-reinforced plastics and its implications to prediction of long-term behavior"* Journal of Materials Science v 34 no16 Aug 15 1999 p.3977-89.

53. Saasatmanesh, Hamid; Tannous, Fares E *"Long-term behavior of aramid fiber reinforced plastic (AFRP) tendons"* ACI Materials Journal v 96 no3 May/June 1999 p.297-305.

54. Saadatmanesh, Hamid; Tannous, Fares E "R*elaxation, creep, and fatigue behavior of carbon fiber reinforced plastic tendons"* ACI Materials Journal v 96 no2 Mar/Apr 1999 p.143-53.

55. Straughan, W. T; Tantirungrojchai, N; Guice, L. K *"Creep test of cured-in-place pipe material under tension, compression, and bending"* Journal of Testing and Evaluation v 26 no6 Nov 1998 p.594-601.

56. Thippeswamy, Hemanth K; Franco, Jason M; GangaRao, Hota V. S *"FRP reinforcement in bridge deck"* Concrete International v 20 no6 June 1998 p.47-50.

57. Grande, Joseph A *"Bridge repair gives composites access to infrastructure market"* Modern Plastics v 73 Nov 1996 p.52+.

58. Reisch, Marc S *" Advanced polymer composite makers look toward infrastructure markets"* Chemical and Engineering News v 74 Mar 25 1996 p.12-14.

59. Ashley, Steven *"Bridging the cost gap with composites"* Mechanical Engineering v 118 Feb 1996 p.76-80.

60. Mitrovic, Milan; Carman, Greg P *"Effect of fatigue damage in woven composites on thermo-mechanical properties and residual compressive strength"* Journal of Composite Materials v 30 no2 1996 p.164-89.

61. Deskovic, Nikola; Meier, Urs; Triantafillou, Thanasis C *"Innovative design of FRP combined with concrete: long-term behavior"* Journal of Structural Engineering v 121 July 1995 p.1079-89.

62. Eckold, G. C *"A performance-based design methodology for glass-reinforced plastic pipework and fittings"* Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part E, Journal of Process Mechanical Engineering v 209 noE1 1995 p.41-50.

63. Chiang, Martin Y. M; McKenna, Gregory B; Yuan, Jih *"A viscoelastic micro-mechanical analysis for dimensional stability of a composite layer"* Polymer Engineering and Science v 34 Dec 1994 p.1815-22.

64. Sen, Rajan; Spillett, Kenneth; Shahawy, Mohsen *"Fabrication of aramid and carbon fiber reinforced plastic pretensioned beams"* Concrete International v 16 June 1994 p.45-7.

65.McKenna, Gregory B *"On the physics required for prediction of long term performance of polymers and their composites"* Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology v 99 Mar/Apr 1994 p.169-89.

66.Plevris, Nikolaos; Triantafillou, Thanasis C *"Time-dependent behavior of RC members strengthened with FRP laminates"* Journal of Structural Engineering v 120 Mar 1994 p.1016-42.

67. Tarricone, Paul *"Plastic potential"* Civil Engineering (American Society of Civil Engineers) v 63 Aug 1993 p.62-3.

68. DeTeresa, Steven J "*Polymer composites for long-term structural applications*" JOM v 45 Aug 1993 p.58-62.

69. *"Advanced composites perform well in long-term aircraft service"* American Machinist and Automated Manufacturing v 131 Feb 1987 p.21+.

70. Tuttle, M. E; Brinson, H. F *"Prediction of the long-term creep compliance of general composite laminates"* Experimental Mechanics v 26 Mar 1986 p.89-102.

71. Mechanics v 63 Mar 1996 p.173-9.

72. Krishnan, K; Vijayan, T. M; Ninan, K. N *"Characterization of thermal behavior of mixed bismaleimides for composites"* Journal of Materials Science v 34 no23 Dec 1 1999 p.5907-10.

73. Sen, Rajan; Shahawy, Mohsen; Sukumar, Satya *"Durability of carbon fiber reinforced polymer (CFRP) pretensioned elements under tidal/thermal cycles*" ACI Structural Journal v 96 no3 May/June 1999 p.450-7.

74. Verghese, K. N. E; Hayes, M. D; Garcia, K *"Influence of matrix chemistry on the short term, hydrothermal aging of vinyl ester matrix and composites under both isothermal and thermal spiking conditions"* Journal of Composite Materials v 33 no20 1999 p.1918-38.

75. Agbossou, Amen; Bergeret, Anne *"Modelling and experimental analysis of multi-coating effect on thermal expansion and thermal stresses of polymer fiber-reinforced composites"* Journal of Composite Materials v 33 no15 1999 p.1410-32.

76. Hasselman, D. P. H *"On the effective coefficient of thermal expansion in thermal bending of composite undergoing linear heat flow"* Journal of Composite Materials v 33 no2 1999 p.177-86.

77. Sen, Rajan; Shahawy, Mohsen; Rosas, Jose "*Durability of aramid fiber reinforced plastic pretensioned elements under tidal/thermal cycles"* ACI Structural Journal v 96 no1 Jan/Feb 1999 p.95-104.

78. Pan, C. T; Hocheng, H "Prediction of laser-induced thermal damage of Fiber Mat and Fiber MatUD reinforced polymers" Journal of Materials Engineering and Performance v 7 no6 Dec 1998 p.751-6.

79. Watt, A; Goodwin, A. A; Mouritz, A. P *"Thermal degradation of the mode I interlaminar fracture properties of stitched glass fibre/vinyl ester composites"* Journal of Materials Science v 33 no10 May 15 1998 p.2629-38.

80. Baschek, G; Hartwig, G "*Parameters influencing the thermal expansion of polymers and fibre composites"* Cryogenics v 38 no1 Jan 1998 p.99-103.

81. Varis, J; Lehtiniemi, R *"A thermal nondestructive evaluation system for detecting vertical cracks in unidirectional carbon fiber composites"* Review of Scientific Instruments v 68 July 1997 p.2818-21.

82. Fisher, W. G; Meyer, K. E; Wachter, E. A *"Laser induced fluorescence imaging of thermal damage in polymer matrix composites"* Materials Evaluation v 55 June 1997 p.726-9.

83. Carkhuff, B. G; Roberts, J. C *"A test fixture for mapping thermal conduction in composites under transient and steady-state conditions"* Experimental Techniques v 21 May/June 1997 p.12-14.

84. Abdou, Ossama A *"Thermal performance of an interlocking fiber-reinforced plastic building"envelope system* Journal of Architectural Engineering v 3 Mar 1997 p.9-14.

85. Bowles, Kenneth J; Madhukar, Madhu; Papadopoulos, Demetrios S *"The effects of fiber surface modification and thermal aging on composite toughness and its measurement"* Journal of Composite Materials v 31 no6 1997 p.532-79.

86. Lukefahr, H. G; Collins, J. K; Camacho, E *"Pressure applied to epoxy-potted samples by thermal contraction of the epoxy matrix"* Review of Scientific Instruments v 67 Oct 1996 p

87. *"Al2O3/SiO2 coatings raise thermal stability of composites"* Advanced Materials and Processes v 150 July 1996 p

88. Wang, Hongyu; Singh, Raj N; Lowden, Richard A "Thermal shock behavior of two-dimensional woven fiber-reinforced ceramic composites" Journal of the American Ceramic Society v 79 July 1996 p.1783-92.

89. Vavilov, Vladimir P; Grinzato, Ermanno; Bison, Paolo G *"Thermal characterization and tomography of carbon fiber reinforced plastics using individual identification technique"* Materials Evaluation v 54 May 1996 p

90. Sullivan, R. M *"The effect of water on thermal stresses in polymer composites"* Journal of Applied Mechanics v 63 Mar 1996 p

91. Chachad, Y. R; Roux, J. A; Vaughan, J. G *"Thermal model for three-dimensional irregular shaped pultruded fiberglass composites"* Journal of Composite Materials v 30 no6 1996 p

92. Roberts, Jack C; Luesse, Mark H; Magee, Thomas C *"A technique for locally increasing surface heat spreading and through-thickness thermal conductivity of graphite/epoxy laminates"* Journal of Composite Materials v 30 no2 1996 p

93. Bertolotti, M; Ferrari, A; Liakhou, G. L *"Thermal anisotropy of polymer carbon fiber composites as revealed by photodeflection methods"* Journal of Applied Physics v 78 Nov 1 1995 p

94. Tennyson, R. C; Matthews, R *"Thermal-vacuum response of polymer matrix composites in space"* Journal of Spacecraft and Rockets v 32 July/Aug 1995 p.703-9.

95. Jordan, Catherine; Galy, Jocelyne; Pascault, Jean Pierre *"Comparison of microwave and thermal cure of an epoxy/amine matrix"* Polymer Engineering and Science v 35 Mid Feb

96. Ning, Qiong Gong; Chou, Tsu Wei *"A closed-form solution of the transverse effective thermal conductivity of woven fabric composites"* Journal of Composite Materials v 29 no17 1995 p

97. Ramani, Karthik; Vaidyanathan, Aparna *"Finite element analysis of effective thermal conductivity of filled polymeric composites"* Journal of Composite Materials v 29 no13 1995 p

98. Lu, Y; Donaldson, K. Y; Hasselman, D. P. H *"Thermal conductivity of uniaxial coated cylindrically orthotropic fiber-reinforced composite with thermal barriers"* Journal of Composite Materials v 29 no13 1995 p

99. Kasen, M; Santoyo, R *"Interfacial residual thermal strain"* Cryogenics v 35 no11 1995 p.731-3.

100. Fabian, P. E; Bauer McDaniel, T. S; Reed, R. P *"Low temperature thermal properties of composite insulation systems"* Cryogenics v 35 no11 1995 p.719-22.

101. Jackel, M *"Thermal properties of polymer/particle composites at low temperatures"* Cryogenics v 35 no11 1995 p.713-16.

102. Romeo, Giulio; Frulla, Giacomo *"Analytical and experimental results of the coefficient of thermal expansion of high-modulus graphite-epoxy materials"* Journal of Composite Materials v 29 no6 1995 p

103. Forsyth, D. S; Kasap, S. O; Wacker, I *"Thermal fatigue of composites: ultrasonic and SEM evaluations"* Journal of Engineering Materials and Technology v 116 Jan 1994 p.113-20.

104. Barnes, J. A *"Thermal expansion behaviour of thermoplastic composites"* Journal of Materials Science v 28 Sept 15 1993 p

105. Hong Bing Wang; Shan Jun Li; Tong Yin Yu *"On the thermal behavior and mechanism of residual microstress buildup at the matrix interface in filled epoxy resins"* Polymer Engineering and Science v 33 Apr 1993 p

106. Joh, D; Byun, K. Y; Ha, J *"Thermal residual stresses in thick graphite/epoxy composite laminates-uniaxial approach"* Experimental Mechanics v 33 Mar 1993 p

107. Kutcherov, Vladimir; Chernoutsan, Alexei *"Effective thermal conductivity of a low-density polyethylene and ionic salts composite"* Journal of Applied Physics v 73 Mar 1 1993 p

108. Gardner, Steven D; Pittman, Charles U., Jr; Hackett, Robert M *"Residual thermal stresses in filamentary polymer-matrix composites containing an elastomeric interphase"* Journal of Composite Materials v 27 no8 1993 p

109. Demain, A; Issi, J. P *"The effect of fiber concentration on the thermal conductivity of a polycarbonate/pitch-based carbon fiber composite"* Journal of Composite Materials v 27 no7 1993 p

110. Zheng, Q; Morgan, R. J *"Synergistic thermal-moisture damage mechanisms of epoxies and their carbon fiber composites"* Journal of Composite Materials v 27 no15 1993 p

111. Gordaninejad, F *"Enhancement of thermal conductivities in polymeric fiber reinforced composite materials"* Journal of Engineering Materials and Technology v 114 Oct 1992 p.416-21.

112. Mottram, J. T; Geary, B; Taylor, R *"Thermal expansion of phenolic resin and phenolic-fibre composites"* Journal of Materials Science v 27 Sept 15 1992 p

113. Jaffe, Michael; Haider, M. Ishaq; Menczel, Joseph *"Thermal characterization of high performance PBI and 6F polymers and their alloys"* Polymer Engineering and Science v 32 Mid Sept 1992 p. 1236-41.

114. Kasap, S. O; Yannacopoulos, S; Mirchandani, V *"Ultrasonic evaluation of thermal fatigue of composites"* Journal of Engineering Materials and Technology v 114 Apr 1992 p.132-6.

115. Belisario, G; Caproni, F; Marchetti, E *"Fatigue life of fibre reinforced plastics at 295 K after thermal cycling between 295 K and 77K"* Cryogenics v 32 no3 1992 p.332-4.

116. Scott, Elaine P; Beck, James V *"Estimation of thermal properties in epoxy matrix/carbon fiber composite materials"* Journal of Composite Materials v 26 no1 1992 p

117. Scott, Elaine P; Beck, James V *"Estimation of thermal properties in carbon/epoxy composite materials during curing"* Journal of Composite Materials v 26 no1 1992 p

118. Osiroff, Ricardo; Hasselman, D. P. H *"Effect of interfacial thermal barrier on the thermal stresses near spherical inclusion in matrix subjected to linear heat flow"* Journal of Composite Materials v 25 Dec 1991 p

119. Adams, Mary Elizabeth; Campbell, Gregory A; Cohen, Arie *"Thermal stress induced damage in a thermoplastic matrix material for advance composites"* Polymer Engineering and Science v 31 Sept 1991 p

120. Eduljee, Rushad F; Gillespie, John W., Jr; McCullough, Roy L *"On the application of micromechanics to the prediction of macroscopic thermal residual stresses in short-fiber reinforced polyetheretherketone"* Polymer Engineering and Science v 31 Mid Sept 1991 p. 1257-63.

121. Sottos, N. R; Scott, W. R; McCullough, R. L *"Micro-interferometry for measurement of thermal displacements at fiber/matrix interfaces"* Experimental Mechanics v 31 June 1991 p

122. Tandon, G. P; Chatterjee, A *"The transverse coefficient of thermal expansion of a unidirectional composite"* Journal of Materials Science v 26 May 15 1991 p

123. Jegley, Dawn C *"Study of thermal-expansion-molded, graphite-epoxy hat-stiffened sandwich panels"* AIAA Journal v 29 May 1991 p.778-9.

124. Barnes, J. A; Simms, I. J; Farrow, G. J *"Thermal expansion characteristics of PEEK composites"* Journal of Materials Science v 26 Apr 15 1991 p

125. Eggers, H; Hartung, W; Knaak, S *"Damage in carbon fibre reinforced epoxy after thermal cycling and T-fatigue loading"* Cryogenics v 31 Apr 1991 p.265-8.

126. Florio, John, Jr; Henderson, Jack B; Test, Frederick L *"A study of the effects of the assumption of local-thermal equilibrium on the overall thermally-induced response of a decomposing, glass-filled polymer composite"* International Journal of Heat and Mass Transfer v 34 Jan 1991 p.135-47.

127. Hakansson, Bjorn; Ross, Russell G *"Effective thermal conductivity of binary dispersed composites over wide ranges of volume fraction, temperature, and pressure"* Journal of Applied Physics v 68 Oct 1 1990 p

128. Kardomateas, G. A *"The initial phase of transient thermal stresses due to general boundary thermal loads in orthotropic hollow cylinders"* Journal of Applied Mechanics v 57 Sept 1990 p

129. Jakobsen, Tom B; Don, Roderic C; Gillespie, John W., Jr *"Two-dimensional thermal analysis of resistance welded thermoplastic composites"* Polymer Engineering and Science v 29 Mid Dec

130. Morris, W. L; James, M. R; Inman, R. V *"Accelerated aging of the thermal expansion of unidirectional graphite/epoxy composites by thermal fatigue"* Journal of Engineering Materials and Technology v 111 Oct 1989 p.331-7.

131. Kenny, J. M; Apicella, A; Nicolais, L *"A model for the thermal and chemorheological behavior of thermosets"* Polymer Engineering and Science v 29 Mid Aug

132. Beyeler, E. P; Guceri, S. I *"Thermal analysis of laser-assisted thermoplastic-matrix composite tape consolidation"* Journal of Heat Transfer v 110 May 1988 p.424-30.

133. Hartwig, G *"Thermal expansion of fibre composites"* Cryogenics v 28 Apr 1988 p.255-66.

134. Wiff, D. R; Hwang, W. F; Chuah, H. H "*Thermal analysis studies on thermoplastic rigid rod molecular composites*" Polymer Engineering and Science v 27 Mid Nov 1987 p. 1557-61.

135. Dmitrevsky, Yu. P; Kozub, S. S; Escher, U "*Thermal conductivity of various glass-reinforced plastics at temperatures below 80K*" Cryogenics v 27 Aug 1987 p.429-32.

136. Moddeman, W. E; Bowling, W. C; Tibbitts, E. E "*Thermal stability and compatibility of polyetheretherketone (PEEK) with an oxidizer and pyrotechnic blend*" Polymer Engineering and Science v 26 Nov 1986 p.1469-77

137. Ankara, A; Weisgerber, D; Vilsmeier, J "*Influence of thermal spiking on properties of carbon fibre reinforced plastic*" Materials Science and Technology v 2 Nov 1986 p.1081-5.

138. Baughn, T. V; Johnson, D. B *"A method for quantitative characterization of flaws in sheets by use of thermal-response data"* Materials Evaluation v 44 June 1986 p.850-8.

139. Zarghamee, Mehdi S; Brainerd, Michael J; Tigue, David B "*On thermal blistering of FRP chimney liners*" Journal of Structural Engineering v 112 Apr 1986 p.677-91.

140. Balageas, D. L; Luc, A. M "*Transient thermal behavior of directional reinforced composites: applicability limits of homogeneous property model*" AIAA Journal v 24 Jan 1986 p.109-14.

141. Nastali, William F "*Engineering plastics: expanding the thermal frontiers*" Manufacturing Engineering v 95 Oct 1985 p.52-6.

142. Barone, M. R; Caulk, D. A "*Optimal thermal design of injection molds for filled thermosets*" Polymer Engineering and Science v 25 July 1985 p.608-17.

143. Morimoto, Kiyotake; Suzuki, Toshio; Yosomiya, Ryutoku "*Thermal conductivity and thermal expansion behavior of glass fiber-reinforced rigid polyurethane foam*" Polymer Engineering and Science v 24 Aug 1984 p.943-9.

144. Frost, J. D; Han, J "*Behavior of interfaces between fiber-reinforced polymers and sands*" Journal of Geotechnical and Geoenvironmental Engineering v 125 no8 Aug 1999 p.633-40.

145. Xiancan Feng; Zaiping Lu; Renji Zhang "*Analysis of electron spectroscopy for chemical analysis of the transferred film formed during sliding wear for carbon fibre reinforced polyetheretherketone and its composites*" Journal of Materials Science v 34 no14 July 15 1999 p.3513-24.

146. Burroughs, Brian R; Kim, Jong Hwan; Blanchet, Thierry A "Boric acid self-lubrication of B2O3-filled polymer composites" Tribology Transactions v 42 no3 July 1999 p.592-600.

147. Ramulu, M; Young, P; Kao, H "Drilling of graphite/bismaleimide composite material" Journal of Materials Engineering and Performance v 8 no3 June 1999 p.330-8.

148. Rey, L; Poisson, N; Maazouz, A "Enhancement of crack propagation resistance in epoxy resins by introducing poly(dimethylsiloxane) particles" Journal of Materials Science v 34 no8 Apr 15 1999 p.1775-81.

149. Odegard, G; Kumosa, M "Elasto-plastic analysis of the Iosipescu shear test" Journal of Composite Materials v 33 no21 1999 p.1981-2001.

150. Lin, Shih Chieh; Shen, Jun Ming "Drilling unidirectional glass fiber-reinforced composite materials at high speed" Journal of Composite Materials v 33 no9 1999 p.827-51.

151. Han, Sung Won; Blanchet, Thierry A "Equations for time-dependent wear and induced concentration profiles in particle-filled polymer composites" Journal of Tribology v 120 no3 July 1998 p.496-502.

152. Blanchet, Thierry A; Han, Sung Won "Simulation of the time-dependent wear and surface accumulation behavior of particle-filled polymer composites" Journal of Tribology v 120 no2 Apr 1998 p.152-8.

153. Walton, Doug; White, John "Plastic gears" Engineering (London, England) v 238 Nov 1997 p.45-6.

154. Han, Sung Won; Blanchet, Thierry A "Experimental evaluation of a steady-state model for the wear of particle-filled polymer composite materials" Journal of Tribology v 119 Oct 1997 p

155. Phair, Matthew "*Polymer composites to replace span's steel and concrete deck*" ENR v 238 May 5 1997 p.14.

156. Snyder, Merle R "*Lightweight carbon-fiber composite debuts on top-entry beam robot arm*" Modern Plastics v 74 May 1997 p.109.

157. Ovaert, T. C "*Wear of unidirectional polymer matrix composites with fiber orientation in the plane of contact*" Tribology Transactions v 40 Apr 1997 p.227-34.

158. Chen, Y. K; Kukureka, S. N; Hooke, C. J "*The wear and friction of short glass-fibre-reinforced polymer composites in unlubricated rolling-sliding contact*" Journal of Materials Science v 31 Nov 1 1996 p.5643-9.

159. Chen, Y. K; Kukureka, S. N; Hooke, C. J "*The wear and friction of short glass-fibre-reinforced polymer composites in unlubricated rolling-sliding contact*" Journal of Materials Science v 31 Nov 1 1996 p.5643-9.

160. Heaton, M. G; Prater, C. B; Kjoller, K. J "*Lateral and chemical force microscopy map surface friction*" Advanced Materials and Processes v 149 Feb 1996 p.27-8.

161 Veniali, F; Di Ilio, A; Tagliaferri, V "*An experimental study of the drilling of aramid composites*" Journal of Energy Resources Technology v 117 Dec 1995 p.271-8.

162. Bolvari, Anne E; Glenn, Sherry B "*Selecting materials for wear resistance*" Plastics Engineering v 51 Dec 1995 p.31-3.

163. Ovaert, T. C "*On the wear behavior of longitudinally (parallel) oriented unidirectional fiber-reinforced polymer composites*" Tribology Transactions v 38 Jan 1995 p.27-34.

164. Blanchet, Thierry A "*A model for polymer composite wear behavior including preferential load support and surface accumulation of filler particulates*" Tribology Transactions v 38 Oct 1995 p.821-8.

165. Bahadur, S "*Mechanical and tribological behavior of polyester reinforced with short fibers of carbon and aramid*" Lubrication Engineering v 47 Aug 1991 p.661-7.

166. Wu, Jenq Pyng; Ovaert, T. C "*Effect of asperity-scale tensile stresses on the wear behavior of normally oriented fiber-reinforced polymer composites*" Tribology Transactions v 37 Jan 1994 p.23-32.

167. Veniali, F; Di Ilio, A; Tagliaferri, V "*An experimental study of the drilling of aramid composites*" Journal of Energy Resources Technology v 117 Dec 1995 p.271-8.

168. Bolvari, Anne E; Glenn, Sherry B "*Selecting materials for wear resistance*" Plastics Engineering v 51 Dec 1995 p.31-3.

169. Ovaert, T. C "*On the wear behavior of longitudinally (parallel) oriented unidirectional fiber-reinforced polymer composites*" Tribology Transactions v 38 Jan 1995 p.27-34.

170. Blanchet, Thierry A "*A model for polymer composite wear behavior including preferential load support and surface accumulation of filler particulates*" Tribology Transactions v 38 Oct 1995 p.821-8.

171. Bahadur, S "*Mechanical and tribological behavior of polyester reinforced with short fibers of carbon and aramid*" Lubrication Engineering v 47 Aug 1991 p.661-7.

172. Wu, Jenq Pyng; Ovaert, T. C "*Effect of asperity-scale tensile stresses on the wear behavior of normally oriented fiber-reinforced polymer composites*" Tribology Transactions v 37 Jan 1994 p.23-32.

173. "*Pellet-form aramid fiber produces low-wear composites*" Machine Design v 60 Apr 14 1988 p.8.

174. Wu, Y. T "*How short aramid fiber improves wear resistance*" Modern Plastics v 65 Mar 1988 p.89-90+.

175. Lhymn, C "*Statistical analysis of wear rate data*" Journal of Tribology v 109 Oct 1987 p.594-7

176. Price, Howard L "*Selecting polymer composites for friction-wear applications*" Modern Plastics v 64 Sept 1987 p.114+.

177. Lhymn, Chang "*Effect of environment on the two-body abrasion of polyether etherketone (PEEK)/ carbon fiber composites*" ASLE Transactions v 30 July 1987 p.324-7.

178. Miller, Bernie "Aramid-fiber polymers beat heat, wear, abrasion" Plastics World v 45 July 1987 p.72-3.

179. Bohner, John J; Gardos, Michael N "*The effect of composition on the load-speed time-dependent oscillatory wear of selected, polymeric self-lubricating composites*" Lubrication Engineering v 43 May 1987 p.347-50.

180. Tabor, D., reviewer "*Friction and wear of polymer composites (book review)*" Materials Science and Technology v 3 Apr 1987 p.315

181. Gregory, Bryan; Hiltner, Anne; Baer, Eric "*Dynamic mechanical behavior of continuous multilayer composites*" Polymer Engineering and Science v 27 Apr 1987 p.568

182. Castejón, L., Miravete, A., Larrodé, E. "*Analysis of the Thermal Isolation of a Composite Material Railways Vessel",* Motajes e Instalaciones, Year XXVII, Nº 304, March, 95-100, 1997.

183. Castejón, L., Larrodé, E., Miravete, A. "*The Insulating Composite Materials for Industrial Vehicles and Semi-Trailers"* Montajes e Instalaciones, Year 26, Nº291, January, edited by Editorial Alción, Madrid, pages 107-116, 1996.

184. Larrodé, E., Miravete, A. "*Study of Stiff Cell Material as Strong and Isolator Materials"* Montajes e Instalaciones, Year Nº 25, Nº 286, March, edited by Editorial Alción, Madrid, pages 43-51, 1995.

185. E. Larrodé, A. Miravete, P. Bravo, J.J. Alba, M.J. Casamayor (1993) "*Optimization of a Refrigerated Trailer",* I Congreso Iberoamericano de Ingenieria Mecanica, Vol 4, edited by Polytechnic University of Madrid, pages 49-63.

186. R.Y. Kim, A. Miravete (1991) "*Effect of Residual Stresses on the Fracture of Thermoplastic Composites"* Proceedings of the 8th International Conference on Composite Materials (ICCM-8), Composites: Design, Manufacture and Applications, Honolulu, Hawaii, USA, edited by SAMPE, USA, vol. IV, pages 9.

3.2 COMPORTAMIENTO FRENTE A FUEGO

3.2.1 Introducción

Los efectos del fuego en los materiales compuestos se pueden dividir en cuatro aspectos principales:

- Crecimiento del fuego
- Toxicidad de los gases generados en la combustión
- Resistencia residual e integridad estructural
- Extinción de la llama

Este estudio se va a centrar en resistencia residual e integridad estructural. Primero para el caso de materiales compuestos sin proteger, para ello han sido seleccionados varios artículos para mostrar el comportamiento de los materiales compuestos sin protección.

En segundo lugar, han sido estudiados diversos recubrimientos para valorar su eficiencia en términos de resistencia residual e integridad estructural. Estos recubrimientos son los siguientes:

- tejidos cerámicos
- recubrimientos cerámicos
- recubrimientos intumescentes a base de agua
- recubrimientos intumescentes a base de solvente
- híbridos de recubrimientos intumescentes y cerámicos

- espumas de silicona
- pieles fenólicas
- mantas endotérmicas
- mantas intumescentes
- mantas de vidrio

Una vez conocido el comportamiento de los materiales compuestos protegidos y sin proteger, son analizados los modelos numéricos utilizados para el fenómeno de transferencia de calor durante la exposición al fuego.

Finalmente son expuestas las conclusiones preliminares del estudio.

3.2.2 Resistencia residual e integridad estructural de los materiales compuestos sin proteger

Las matrices orgánicas de los materiales compuestos muestran una importante reducción de rigidez durante su exposición al calor y una significativa pérdida de la capacidad de soportar carga. La resistencia al pandeo de una placa de material compuesto es proporcional a su rigidez, por ello la pérdida de capacidad de soportar la carga durante y después de la exposición al fuego depende mucho de la estabilidad térmica de la matriz del material compuesto.

Diversos ensayos han demostrado que se produce una reducción de resistencia del 50% a temperaturas inferiores a 120ºC en materiales compuestos de vidrio / viniléster. En un estudio reciente -Sorathia [1]– materiales compuestos de vidrio / viniléster fueron sometidos a envejecimiento isotermo durante 8 horas a temperaturas de hasta 290ºC. Después de enfriarlos a temperatura ambiente las probetas fueron sometidas a un análisis térmico - mecánico para valorar el daño producido por el calentamiento isotermo inicial. Fue observado daño desde la temperatura ambiental hasta los 290ºC. El análisis térmico - mecánico a 260ºC dio como resultado rotura química de la matriz de viniléster de la placa de material compuesto, y la resina perdió el comportamiento viscoelástico incluso después de enfriar la placa a temperatura ambiente.

G. A. Matzkanin [2], estudió la resistencia residual de varios sistemas de material compuesto en tres rangos de temperaturas.

El envejecimiento o la degradación del carbono/epoxi es función de la temperatura y del tiempo, además se produce el efecto de que el envejecimiento es más rápido a medida que la tempertura aumenta. El resultado del envejecimiento siempre es una disminición de las propiedades mecánicas, como resultado de los cambios permanentes o temporales de la matriz, de la interfase fibra-matriz y finalmente de las propias fibras. Wang y Ogale separan el envejecimiento en dos categorías basados en los procesos físicos y químicos que pueden ocurrir de forma conjunta más probablemente que de forma separada.

La degradación química es producida por cambios en la estructura química del polímero y puede incluir oxidación, rotura de cadenas, o creación de enlaces cruzados (post curado). La degradación química de la matriz, donde la pérdida de propiedades resulta de la pérdida de material ha sido estudiado por Lee y Neville. En general la presencia de grupos aromáticos en la red molecular de la resina curada tiende a incrementar la estabilidad térmica. En resinas no aromáticas la primera consideración es la densidad de enlaces cruzados de la resina: Los cíclicos son los más estables, los siguientes son los lineales, y los

ramificados son los peores en términos de pérdida de masa. En aramida o aramida curada - epoxi, los enlaces de nitrógeno presentan una pobre estabilidad térmica comparada con los enlaces tipo eteres y ésteres. Los grupos hidroxilo son particularmente vulnerables a la degradación, especialmente a altas temperaturas.

La pérdida de masa y medidas de infrarojos en pequeños pesos moleculares de diglicidileter bisfenol A (DGEBA) indicó que el segmento molecular más rápido y débil fue el amino - alcohol: -$N[CH_2CH(OH)CH_2O-]_2$. Las resinas bromadas y cloradas son notablemente menos estables a altas temperaturas que las equivalentes no halogenadas, y la estabilidad térmica de las resinas halogenadas disminuye con el aumento del contenido de halógenos. El resultado de estos cambios químicos en la matriz es su fragilización, pérdida de masa (sublimación de volátiles), despegue de la fibra, y a alta temperatura oxidación de la fibra y volatilización.

Schapery apuntó que la temperatura de curado a menudo se eleva solo hasta *Tg* (Tempertura de transición vítrea de la matriz), dejando grupos sin reaccionar en la muestra, dado que la movilidad es baja para *T<Tg*. La porción de material sin curar puede llegar a curar si la temperatura es suficientemente alta para la movilidad molecular. El límite es por supuesto la temperatura de degradación de la matriz. De este modo no ocurre degradación química de la matriz, las reacciones de post - curado pueden tener efectos adversos, particularmente en aplicaciones estructurales de alta responsabilidad.

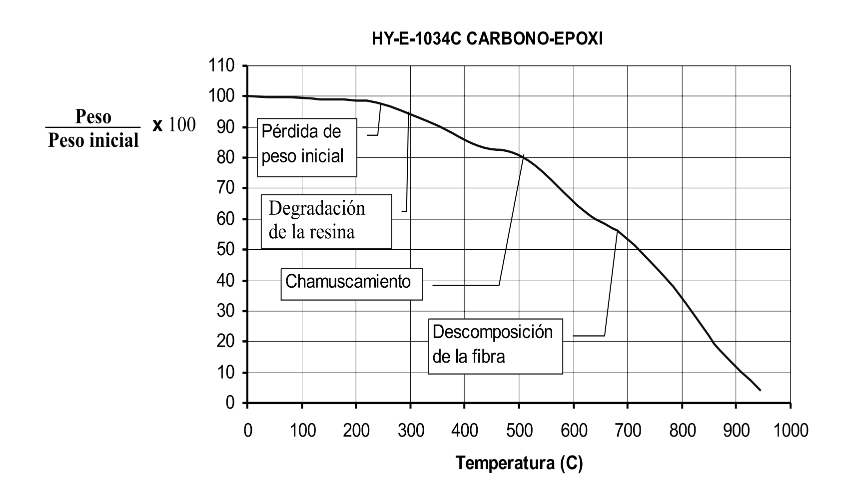


Figura 3.2.1 Efectos térmicos en el Carbono/Epoxi en todo el rango de temperaturas.

Por otro lado los procesos físicos consideran cambios en la estructura de las macromoléculas poliméricas, de manera particular para temperaturas inferiores a la de transición vítrea, *Tg*. El envejecimiento físico reversible puede también resultar en una degradación de las propiedades, esto es observable mediante la medición de la relajación de ciertas propiedades de la matriz. Los polímeros enfriados demasiado rápido desde la temperatura de transición vítrea no están necesariamente en equilibrio termodinámico. Esto quiere

decir que las moléculas poliméricas no tienen un orden de conformamiento óptimo y el resultado es un exceso de volumen libre en la matriz (reducción de densidad), exceso de entalpía y tensiones mecánicas residuales.

Las propiedades degradadas producidas por estos procesos de envejecimiento físico son: disminución de la deformación de rotura y del nivel de relajación de tensiones, disminución de la cantidad de solvente, y una significativa disminución de las propiedades dieléctricas.

Normalmente los sucesos descritos anteriormente ocurren simultáneamente, así que la contribución de cada uno de ellos en la degradación final observada es difícil de cuantificar. Generalmente la degradación física es reversible, mientras que la degradación química del carbono – epoxi es irreversible. La temperatura a la que comienza a producirse cada uno de los mecanismos de degradación se puede ver en la figura 3.2.1. En esa figura, la pérdida de peso inicial debida a la evaporación del solvente y del agua ocurre por debajo de 270ºC.

El comienzo de la degradación de la resina se produce a 330ºC, aunque Harribey puso el límite a 277ºC. Previamente a la última inflexión a 690ºC, que corresponde a la degradación de la fibra, existe un punto de transición entre 490ºC y 550ºC, indicativo de la combustión estable. Se observó que al ser sometido a calor intenso, la matriz se ablanda y evapora, y al final arde. Claramente la temperatura precisa a la que varios de los mecanismos comienzan a actuar depende de la matriz y de la fibra utilizada en concreto, del proceso de curado, de su historia térmica, y del laminado o geometría de la fibra utilizada.

En la zona de la curva cercana a 177ºC, Greer [3] concluyó que el envejecimiento degrada ciertas propiedades mecánicas del material compuesto en las que la matriz tiene mucha influencia como son la resistencia a compresión y a cortante interlaminar, pero no las propiedades influenciadas por la fibra como puede ser la resistencia a flexión y a tracción, o el módulo elástico. En estudios de envejecimiento de hasta 8000 horas, Hsu [4] comprobó que la pérdida de masa es del orden del 10% y la disminución del módulo elástico es del 50%.

La mayor parte de los composites estudiados muestran una rápida pérdida de peso inicial debida a la pérdida de agua y solvente, seguida de un decremento constante de peso atribuido a oxidación térmica. Los gases desprendidos de paneles expuestos a 2.5 W/cm^2 durante 20 minutos fueron monitorizados con la técnica de cromatografía iónica y GC/MS, y fueron obtenidas las gráficas de concentración relativa en función del tiempo. Kerr y Haskins [5] observaron la evolución de la resistencia a tracción en función del tiempo después de 50.000 horas de envejecimiento al aire a 177ºC y a 1atm, y a 0.14 atm.

Después de 50.000 horas los especímenes que habían fallado a tracción habían perdido la superficie externa de resina y gran parte de la resina del interior. En la figura 3.2.2 se muestra la resistencia residual para el primer caso de envejecimiento (1 atm). Se puede ver como la degradación significativa de la resistencia a tracción ocurre después de 50.000 horas. Los resultados del segundo caso de envejecimiento (0.14 atm) se muestran en la figura 3.2.3.

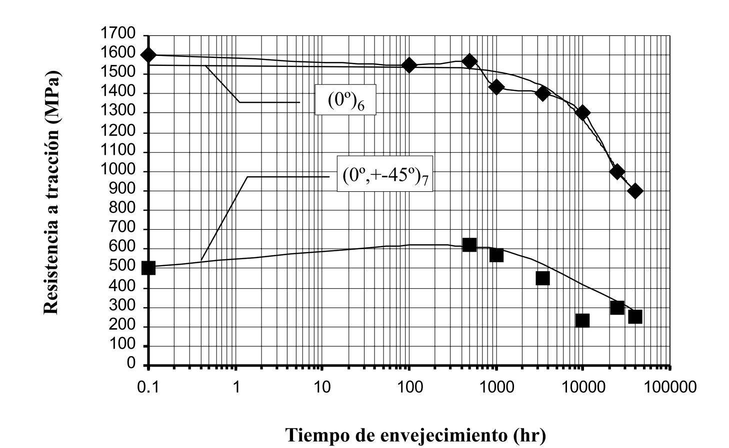


Figura 3.2.2 Resistencia a tracción a 177ºC después de envejecimiento térmico a la misma temperatura a presión atmosférica

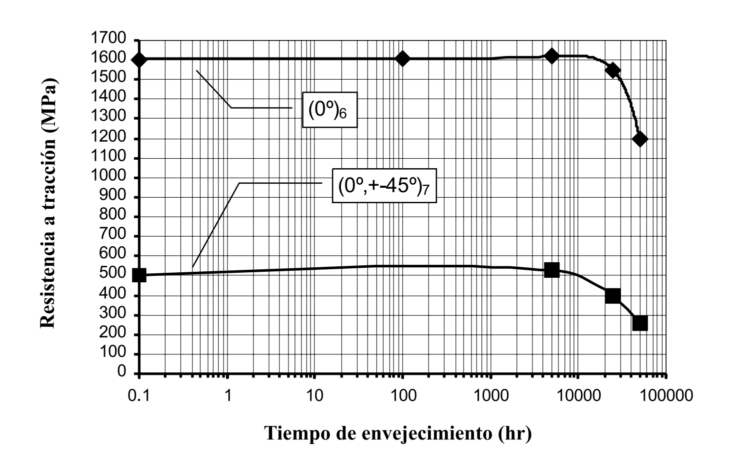


Figura 3.2.3 Resistencia a tracción a 177ºC después de envejecimiento térmico a la misma temperatura a presión reducida

Al reducir la presión, el primer signo visible de envejecimiento se produce a las 25.000 horas, con un ligero cambio de color y unas pequeñas grietas en el borde indicativas de degradación. Después de 50.000 horas con esta segunda condición de presión casi no hay cambio en el aspecto de las probetas, sólo algún pequeño signo de quemado superficial. La primera pequeña disminución de la resistencia a tracción se produce después de 25.000 horas de envejecimiento.

Después de 50.000 horas la resistencia a tracción ha disminuido considerablemente, algunos de los especímenes tienen mucha menos resistencia que los envejecidos durante 25.000 horas.

Tras 50.000 horas la fragilización de la matriz es severa, con grietas extendiéndose a través de ella. La resina perdida y la cantidad de fibra expuesta es más o menos la misma que la obsevada con las primeras condiciones de envejecimiento. Las diferencias entre las dos condiciones de envejecimiento indica que la degradación es primeramente debida a la oxidación de la matriz. Los efectos de degradación son retrasados por la presión reducida ya que disminuye la concentración de oxígeno.

Kerr y Haskins advirtieron que los resultados de la resistencia a tracción pueden ser erróneos, ya que las mediciones de la resistencia a tracción no indican cuánto se ha degradado el carbono - epoxi, sobre todo para tiempos de degradación de 25.000 horas o mayores. En estos casos, la matriz casi no mantiene resistencia alguna aunque la resistencia residual medida es del 50% o mayor del valor obtenido después de 50.000 horas. La fragilización de la matriz se observa entre 1.000 y 5.000 horas. Durante los ensayos se desprenden grandes cantidades de resina de los especímenes entre 5.000 y 10.000 horas, dejando fibras descubiertas. Entre 25.000 y 50.000 horas de exposición, el efecto se incrementa y al final del test casi ya no queda resina.

Los autores sugirieron un ensayo que es más sensible a la resistencia de la matriz, como es el ensayo de cortadura, de compresión, o tracción transversal, que podrian ser mejores indicadores de cómo se ha extendido la degradación.

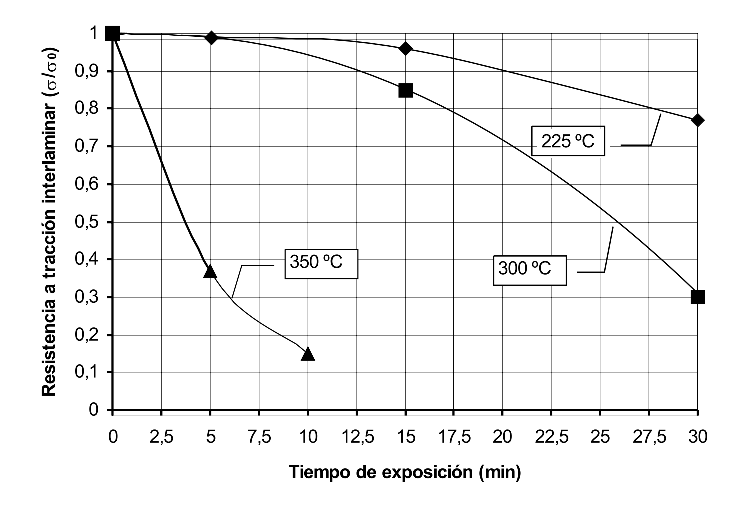


Figura 3.2.4 Modo I Resistencia a tracción interlaminar en función del tiempo de exposición y la temperatura

Street, Russell, y Bonsang [6] estudiaron exposiciones en el rango de temperaturas de entre 204ºC a 371ºC durante 30 minutos. Desde la figura 3.2.4 a la 3.2.8 se puede ver la influencia que tuvieron estas exposiciones en la resistencia a tracción interlaminar (Modo I), resistencia a cortante (Modo II), resistencia a cortante interlaminar, dureza Barcol, y temperatura de transición vítrea Tg. Microfotografías de la superficie de rotura del Modo I dieron como resultado que la interfase fibra - matriz no se había degradado significativamente.

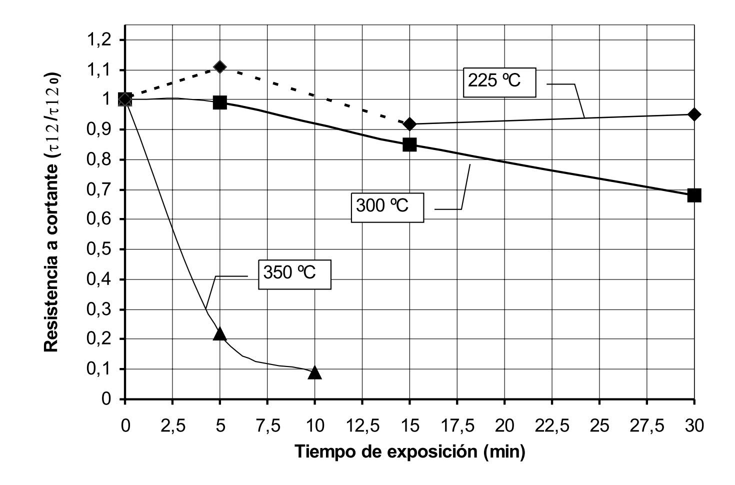


Figura 3.2.5 Modo II Resistencia a cortante en función de la temperatura y del tiempo de exposición

Para las mediciones del Modo I se utilizó una viga en doble voladizo, y para el Modo II se usó una probeta con muesca. Para analizar los datos fue utilizada la teoría lineal de vigas. La resistencia a cortante interlaminar fue calculada mediante flexión cuatro puntos en conjunción con las mitades fracturadas del Modo I. Como se muestra en las figuras de la 3.2.4 a la 3.2.6, la resistencia del Modo I, el Modo II en resistencia a cortante y a cortante interlaminar, caen rápidamente para las temperaturas más altas. Como se puede ver en las figuras, las propiedades mecánicas se degradan rápidamente por encima de 350ºC, también se aprecian microfisuras y chamuscamiento.

Browning y Schwartz [7] también concluyeron que se produce una reducción del 25% de la resistencia a tracción del Modo I tras el envejecimiento a 177ºC durante 6 horas. Pittman y Brown [8] realizaron un trabajo similar en el rango de temperaturas de 177ºC a 927ºC durante 17 minutos, obtuvieron disminuciones del módulo a flexión y de la resistencia a cortante en barra corta, así como chamuscamiento y volatilización de la lámina, esto último más aparente a medida que aumenta el calentamiento y el tiempo de exposición. Si examinamos las figura 3.2.7, podemos ver como la dureza es un indicador relativamente simple de la degradación de las propiedades mecánicas.

Kubin [9] obtuvo el parámetro cinético de Arrhenius y exotermicidades de pirolisis para el material degradado. Estos parámetros se muestran en la tabla 3.2.1.

Tabla 3.2.1 Degradación Cinética y Termodinámica, dadas por Kubin [9]

Material	Ea (kcal/mol)	H (cal/gnt)
5208/T300	25.0	-20.4
3501-6/AS	19.7	-18.4

Kubin obtuvo pérdidas de peso del 20-30% dependiendo de la temperatura final del ensayo. Al mirar los especímenes con el microscopio electrónico de barrido vio que los que habían perdido el 20% del peso todavía tenían resina visible, pero en los que habían perdido el 30% del peso la matriz había desaparecido por completo. La mayor parte de los productos de pirólisis fueron H_2O, CO_2, y CO, con menores cantidades de C_2H_4, C_3H_8, C_3H_8O, C_6H_6, trazas de C_3H_6 y posibilidad de HCN. En general hay concordancia con los resultados de Hsu. Kubin utilizó espectroscopía de infrarrojos para caracterizar el curado del material compuesto sin exponer a temperatura, pero no para monitorizar la degradación.

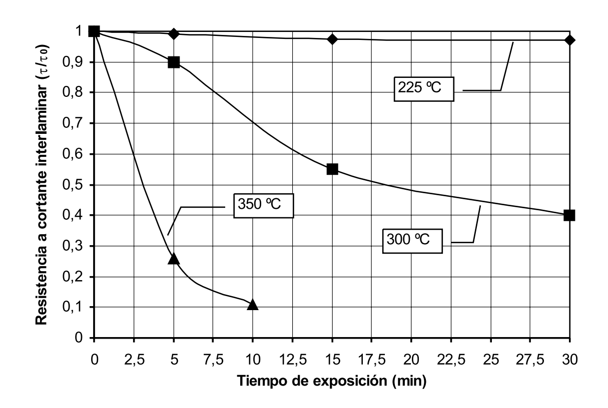


Figura 3.2.6 Resistencia a cortadura interlaminar en función de la temperatura y del tiempo de exposición

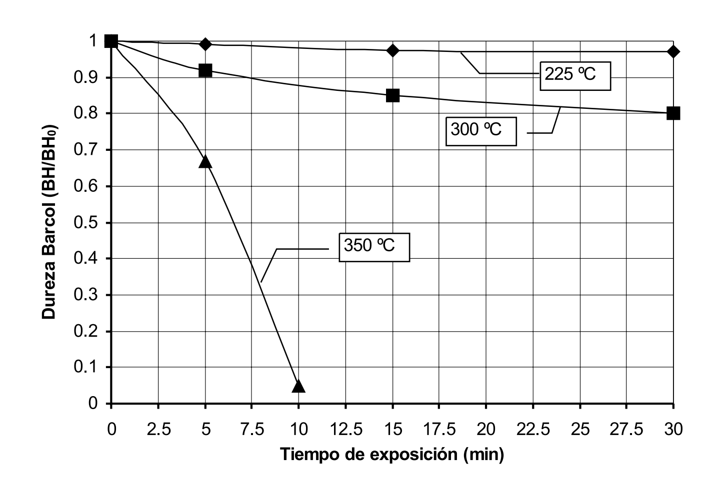


Figura 3.2.7 Dureza Barcol en función de la temperatura y del tiempo de exposición

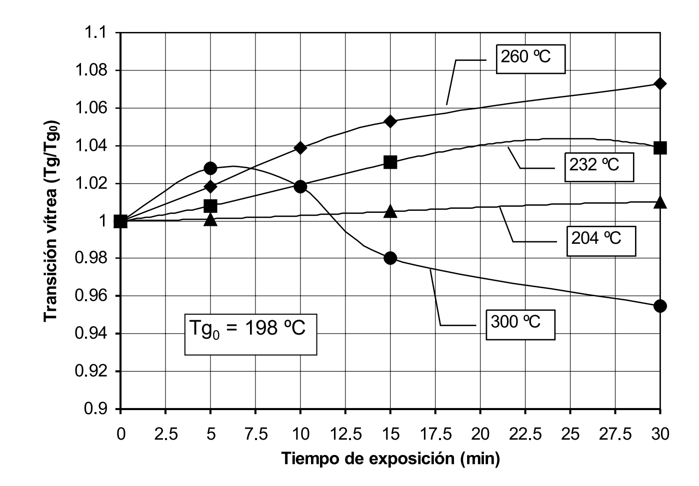


Figura 3.2.8 Temperatura de transición vítrea en función de la temperatura y del tiempo de exposición

Griffis [10], Chen [11], y Pering[12] obtuvieron que para exposiciones en el rango de temperaturas de 460ºC a 2.982ºC los mecanismos de degradación primarios son la fragilización y el microagrietamiento. Temperaturas superiores a 1.000ºC en la superficie es suficiente para mantener la combustión.

Probablemente el resultado más importante de los estudios realizados de las propiedades mecánicas es que éstas son matriz - dominantes. Las únicas propiedades gobernadas por la fibra son el módulo y la resistencia a tracción en dirección de la fibra. Lo que es equivalente a decir que cuando esas propiedades se han degradado debido a la exposición a temperatura, todas las demás se han perdido por completo. De este modo las propiedades a compresión, cortante y flexión son consideradas como las propiedades que pueden ser usadas para la detección precoz de la degradación térmica. El método más conveniente para detectar la degradación térmica es la dureza, ya que no requiere la destrucción de la probeta, y se ha demostrado que la dureza es el espejo de las otras propiedades mecánicas. Las propiedades de cortadura interlaminar son influenciadas de manera muy fuerte por los ciclos térmicos, debido al despegue entre las láminas.

De entre las propiedades del material, la temperatura de transición vítrea *Tg* es sensible a la química de la matriz (oxidación, rotura de cadenas, enlaces cruzados) y a la presencia de plastificantes de bajo peso molecular. Normalmente *Tg* aumenta con el proceso de fragilización de la matriz, a medida que se pierden los volátiles de bajo peso molecular y se produce el post - curado. Pocas veces es utilizado el coeficiente de dilatación térmica para monitorizar la degradación térmica, pero se ha demostrado que aumenta de manera rápida incluso a temperaturas relativamente bajas, como resultado del despegue entre fibra y matriz, y la fractura por creep.

La conductividad térmica y la capacidad térmica exhiben una fuerte dependencia con la temperatura en el rango de interés, pero raramente son utilizadas para monitorizar la degradación térmica. La densidad varía ya que se produce pérdida de masa, ha sido extensivamente utilizada debido a la simplicidad de las mediciones y porque da una buena medida del grado de degradación química a través de la pérdida de volátiles que son el resultado de la rotura de cadenas y oxidación.

McManus [13] ha publicado un estudio experimental para valorar la resistencia residual de las pieles de carbono - epoxi preimpregnado en estructuras sandwich de núcleo de honey comb. Utilizó los siguientes espesores de piel: 0.7, 1.3 y 2.6 mm. Las probetas fueron calentadas de manera constante para diferentes tiempos. La fuente de calor fue un mechero Bunsen utilizando metano. Las probetas fueron introducidas en huecos de ladrillos refractario de 5 cm de largo por 5 cm de ancho, y se expuso a la llama una de las superficies de la probeta. El ratio de calentamiento se calibró utilizando un bloque de aluminio del que las propiedades térmicas son conocidas e introducido en el hueco de la probeta. Se comprobó que el calentador proporcionaba un flujo de calor constante de 45 W/m^2K y la llama 1307ºC.

Tras quemar los especímenes, una probeta de cada tipo fue seccionada para su examinación, y las restantes fueron ensayadas con una máquina de ensayos uniaxial.

El resultado del experimento fue que sólo la probeta con piel más fina mostraba daño apreciable después de 10 segundos. El material compuesto presentó una excelente resistencia a la penetración de la combustión debido a la estabilidad de la fibra de carbono. De todos modos el resultado que estamos buscando para comprobar la seguridad al fuego de este tipo de estructuras es el daño producido por el fuego en forma de delaminación, chamuscamiento y daño térmico invisible que tiene como consecuencia la pérdida de resistencia mecánica.

Se encontraron dos tipos de daño distintos. Las estructuras finas tienden a alcanzar una temperatura relativamente uniforme y es dañado a lo largo del espesor. Las estructuras gruesas son auto-aislantes, alcanzan altas temperaturas y se queman en la superficie pero se mantienen relativamente frías y mecánicamente sanas en el interior. Este comportamiento ha sido verificado cualitativamente mediante ensayos. Estos ensayos presentaban gran dispersión, pero la conclusión es que los laminados con menor daño, no visible con simple inspección óptica, presentaban una pérdida moderada de resistencia. Este problema es similar al de impacto, un daño aparentemente pequeño puede tener un gran efecto en la integridad de la estructura.

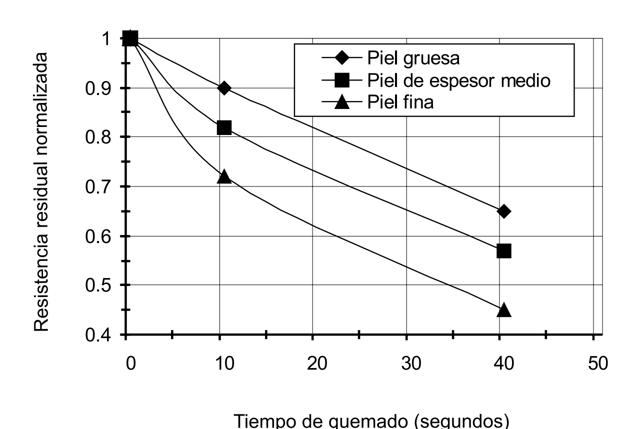


Figura 3.2.9 Resistencia residual normalizada en función del tiempo de quemado (segundos)

S. Bai, [14] realizó un estudio experimental sobre laminados unidireccionales y quasi-isótropos de carbono con resinas especialmente diseñadas para altas temperaturas, como son las de bismaleimida. Cuando sometió a esta resina por separado a un calentamiento a 250ºC comprobó que su módulo a flexión

disminuía en un 52%, lo que supone que la lámina unidireccional de carbono/bismaleimida a 250ºC tiene una reducción de módulo en dirección de la fibra del 6% y transversal a la fibra de 19%. La resistencia de esta resina a 250ºC tiene un valor de unos 40 MPa, y a temperatura ambiente está entre 55 y 80 MPa dependiendo de la temperatura de curado. En este estudio se comprobó también que la resistencia decrece mucho más al sobrepasar los 300ºC. En cambio para los laminados cuasi-isotrópos el resultado fue que la resistencia es prácticamente constante hasta 240ºC.

J. R. Alonso [15] estudió los posibles aditivos que tendrían un efecto ignífugo en placas con resina de poliéster fabricadas por SMC (no estructurales). Las conclusiones de su estudio fueron las siguientes:

- La resina de poliéster de naturaleza isoftálica tiene mucho mejor comportamiento a fuego que la de naturaleza ortoftálica.

- Los aditivos ignifugantes más adecuados en las primeras etapas de combustión son el polifosfato amónico y melamina, siendo más efectivo el primero.

- En las etapas intermedias de la combustión (inflamación y desarrollo de llama), los ignifugantes mejores son las cargas halogenadas decabromo difeniléter en combinación con trióxido de antimonio (SB_2O_3), aunque estos aditivos tienen el problema de contribuir a la toxicidad de los humos.

- La utilización de cargas de naturaleza ignifugante repercute negativamente en las propiedades mecánicas del SMC obtenido, por lo que se recomienda no utilizarlos en casos de prestaciones mecánicas exigentes.

Un informe sobre la inflamabilidad de materiales termoplásticos y termoestables disponibles comercialmente muestra que los materiales compuestos de matriz fenólica presentan un buen compromiso entre coste y buen comportamiento a fuego en comparación con otros materiales compuestos de matriz polimérica [16].

Sin embargo, la mayor parte de las resinas fenólicas curan mediante reacciones de policondensación de agua, obteniendo una matriz débil con alto contenido de burbujas. Por ello los materiales compuestos con matrices fenólicas no suelen ser empleados para aplicaciones estructurales primarias.

3.2.3 Resistencia residual e integridad estructural de los materiales compuestos protegidos: barreras frente al fuego

La principal conclusión que se puede obtener de la gran cantidad de ensayos realizados por NSWC/CD es que los materiales compuestos sin proteger no pueden satisfacer los actuales requerimientos sobre fuego, debido al carácter orgánico de las matrices. Sin embargo parece que las barreras contra el fuego pueden jugar un importante papel para mejorar el comportamiento mecánico de los materiales compuestos frente al fuego.

Ohlemiller J. y Shields J.R. [15] estudiaron experimentalmente algunos sistemas de material y diferentes tipos de recubrimientos intumescentes.

Los tres sistemas de material compuesto ensayados fueron los siguientes:

- Resina de viniléster / fibra de vidrio

- Resina de poliester / fibra de vidrio
- Resina fenólica / fibra de vidrio

En todos los casos se laminaron 14 capas, lo que supone un espesor de 9-10mm.

Los recubrimientos intumescentes en virtud de sus propiedades aislantes tienen dos efectos sobre el material compuesto: por un lado reducir el flujo de calor al interior del laminado, y por otro ralentizar el flujo de calor que logra penetrar en el material compuesto.

En la tabla 3.2.2 se describen los materiales de recubrimiento utilizados.

Tabla 3.2.2 Materiales de recubrimiento

Designación	Tipo	Espesor (mm)
A	Intumescente, basado en epoxi	7-8
B	Intumescente, latex basado en agua incluyendo fibras cerámicas	0.5-0.9
C	Intumescente, basado en epoxi	6-7
D	Intumescente, latex basado en agua incluyendo fibras cerámicas	1
FRPE	Resina poliéster retardadora de llama (Flame-retarded polyester resin)	0.3-1

Los recubrimientos más gruesos (A y C) están basados en resinas epoxi para las que se requiere un equipamiento especial de spray para su aplicación. Cada una fue aplicada por el fabricante en el espesor que le pareció más oportuno.

El recubrimiento B es un producto comercial para uso residencial, se puede aplicar directamente sobre la superficie del material compuesto con un rodillo. El menor de los espesores (0.5mm) corresponde a 4 pasadas.

El recubrimiento D es una versión comercial modificada del B. La adición de fibras cerámicas (como en B) ayuda a mantener la capa intumescente intacta en el composite a pesar de las tensiones térmicas.

El recubrimiento FRPE es simplemente una versión retardadora de llama de la resina de poliéster utilizada para construir el resto del laminado, no tiene propiedades intumescentes. Es una configuración utilizada en los cazaminas de la marina de Estados Unidos.

Los resultados obtenidos en [17] indican que los recubrimientos intumescentes pueden controlar el crecimiento del fuego en los materiales compuestos de matriz de viniléster. Aunque existe una importante diferencia de eficacia entre los cuatro recubrimientos comerciales considerados.

El recubrimiento A es efectivo protegiendo el material compuesto envuelto por el fuego, pero puede contribuir sustancialmente por si mismo como combustible inicialmente, siendo una potencial amenaza.

El recubrimiento B fue ensayado para dos espesores. El de espesor menor (0.5mm) proporcionó sólo unos pocos minutos de protección, después el fuego creció lentamente aunque este efecto no fue medido. El de mayor espesor (0.9mm) se comportó de manera más eficiente aunque el fuego comenzó a extenderse en 6 o 7 minutos. A la vista de los resultados de los ensayos se puede decir que la elección más eficiente sería un recubrimiento de unos 1.5mm de espesor.

El recubrimiento C, como el A, es excepcionalmente grueso y tiene que ser aplicado por el fabricante. En cambio este no contribuye como combustible inicialmente, por lo que protege al material compuesto muy eficientemente del crecimiento del fuego.

El recubrimiento D es excepcionalmente intumescente y contribuye de forma mínima como combustible, por lo que es bastante efectivo para prevenir el crecimiento del fuego.

La resina de poliéster retardadora de llama pintada sobre la superficie exterior del vidrio/poliéster normal proporciona un minuto de protección frente al crecimiento de la llama. Pasado este minuto, el fuego producido fue el más intenso de los vistos en este estudio.

El material compuesto de vidrio y resina fenólica sin recubrir tiene un excelente comportamiento en términos de crecimiento de la llama pero muestra un desconcertante comportamiento a delaminar de manera explosiva.

En cualquier caso es claro que varias de las configuraciones de material examinadas pueden contribuir a formar parte de una estructura de material compuesto que sea altamente resistente frente a la amenaza del crecimiento incontrolado del fuego como consecuencia de un incendio.

Según Sorathia U. [1], en los pasados 7-12 años, NSWC/CD ha desarrollado un estudio sobre el comportamiento de gran variedad de barreras frente al fuego para materiales compuestos de matriz polimérica. Los sistemas de material seleccionados incluyen vidrio/viniléster, y vidrio o carbono/epoxi. Un total de 22 barreras diferentes fueron estudiadas, las cuáles incluían tejidos cerámicos, recubrimientos cerámicos, híbridos de recubrimientos cerámicos e intumescentes, espumas de silicona, pieles fenólicas, mantas endotérmicas, mantas intumescentes y mantas de vidrio. Todas las configuraciones fueron ensayadas para obtener sus propiedades de inflamabilidad como pueden ser: índice de propagación, generación de humos, resistencia residual....Las barreras térmicas o contra el fuego seleccionadas junto con un material compuesto vidrio/viniléster fueron también ensayadas para ver su resistencia al fuego, se realizaron 2 tipos de ensayos: Curva de fuego ASTM1E-119, y el “Navy Quarter Scale Flashover Test”.

El resultado del estudio fue que las barreras más efectivas fueron las mantas de vidrio, las mantas intumescentes y los recubrimientos intumescentes basados en agua o cerámicos. Utilizando cualquiera de esas barreras un sistema de material vidrio/viniléster cumple los requerimientos de inflamabilidad de MIL-STD-2031 para todos los flujos de calor de 25, 50, 75 y 100 kW/m^2. Un recubrimiento intumescente cerámico con un material compuesto de viniléster fue seleccionado para el “Navy quarter-scale flashover test” y pasó con éxito. Para cumplir el ensayo de la curva de fuego ASTM E-119 se seleccionó un vidrio/viniléster con una manta intumescente. El ensayo se realizó a una temperatura media de 230ºC en un periodo de 30 a 60 minutos. Esta barrera contra el fuego resultó tener bastantes ventajas frente a las otras, ya que puede ser fabricada “in situ” durante el procesado del material compuesto, reduciendo costes de instalación e incrementando su durabilidad.

3.2.4 Modelos numéricos

Milke Y Vizzini [18] (Universidad de Maryland), formularon un modelo de transferencia de calor tridimensional para caracterizar el comportamiento térmico de un material anisótropo laminado en 1990.

Ohlemiller y Cleary [19] (BFRL, NIST) desarrollaron tres modelos numéricos para la propagación de la llama en 1995: El nodelo de Cleary y Quintiere [20], el modelo de Mitler [21] y el modelo de Brehob y Kulkarni [22]. Estos modelos están diseñados para materiales isótropos, así que deben ser adaptados para el caso de material compuesto.

MacManus [13] utilizó la formulación de la radiación térmica para predecir el daño en la fibra unidireccional en varias configuraciones de estructuras sandwich de núcleo de honeycomb y pieles carbono/epoxi.

La radiación térmica es la energía emitida por la materia a cierta temperatura como resultado de los cambios en la configuración de electrones, de los átomos o de las moléculas. Generalmente, el análisis de la radiación está enfocado para superficies sólidas, pero la emisión puede suceder también en líquidos o gases. La energía de radiación es transportada por medio de ondas electromagnéticas o protones, a diferencia de la conducción o convección la radiación no requiere la presencia de un medio para propagarse, de hecho la radiación se transfiere de forma más eficiente por el vacío.

El flujo de calor de radiación emitido por una superficie está dado o la siguiente expresión:

$$q'' = \varepsilon \sigma Ts \quad \text{(Ec. 3.2.1)}$$

Donde:

q” = flujo de calor (W/m2)

ε = constante de emisividad térmica

σ = constante de Stefan-Boltzmann = 5.67 x 10E-8 w/m^2K^4

Ts = temperatura de la superficie (K)

ε es la propiedad de radiación de una superficie y su valor esta en el rango $0 < \varepsilon < 1$. La emisividad de una superficie indica cómo de eficiente es la emisión de la radiación a un cuerpo negro ideal ($\varepsilon = 1.0$). Cuando una superficie emite energía, otra superficie puede absorber una porción. La porción de energía absorbida por unidad de área se define como:

$$q''_{abs} = \alpha q'' \quad \text{(Ec. 3.2.2)}$$

Donde α es la constante de absorción y su valor está en el rango $0 < \alpha < 1$. Al contrario que la emisión de radiación reduce la energía térmica del material, la absorción la aumenta.

Para determinar la cantidad neta de radiación entre dos o más superficies se requiere un análisis por elementos finitos, propiedades de las superficies, geometría y orientaciones de las mismas...etc. En nuestro caso nos podemos centrar en un caso simple en el que se tiene en cuenta el intercambio neto de energía entre una superficie y otra mucho más grande que envuelve completamente la primera. Las superficies están

separados por un medio que no tiene efecto en la transferencia de radiación. La cantidad neta de flujo de calor entre las superficies se puede definir como:

$$q'' = \sigma \; (\varepsilon \; T_s^4 - \alpha \; T_{env}^4) \qquad \text{(Ec. 3.2.3)}$$

Donde:

T_{env} = temperatura de la superficie envolvente

3.2.5 Conclusiones

En términos del comportamiento experimental de los materiales compuestos frente a fuego, la primera conclusión que se puede sacar de este estudio es que los materiales compuestos de matriz orgánica cuando son calentados de forma que se encuentran rodeados de gases combustibles, se produce ignición, liberan calor y propagan el frente de llama.

De todas formas, existen varios aspectos a tener en cuenta:

1) Los materiales compuestos comparados con la mayor parte de los polímeros presentan ventajas en las peores condiciones de fuego debido principalmente a su propia constitución, ya que contienen fibra inerte en su interior. Cuanta más fibra contenga, menos cantidad de matriz orgánica existirá, que es la parte combustible. Cuando las capas exteriores de un material compuesto pierden su resina debido a la gasificación inducida por el calor, la fibra que ha quedado inerte actúa como una capa aislante, impidiendo la penetración del calor en el interior del composite. O sea que la fibra actúa como una capa intumescente protegiendo las capas profundas de material compuesto.

2) Existen resinas especialmente diseñadas para soportar altas temperaturas como son las de bismaleimida y poliimida. Los laminados construidos con estas matrices presentan un comportamiento excelente hasta 250ºC, especialmente los laminados cuasi-isótropos. El único problema de este tipo de resinas es su elevado coste en comparación con las epoxi o poliéster. En cambio las resinas fenólicas aunque su comportamiento mecánico es de peor calidad ofrecen un buen compromiso entre buen comportamiento a fuego y coste.

3) Hay diversos recubrimientos para materiales compuestos que se comportan de manera excelente, como pueden ser: tejidos cerámicos, recubrimientos cerámicos, recubrimientos intumescentes a base de agua o solventes, híbridos de recubrimientos intumescentes y cerámicos, espumas de silicona, pieles fenólicas, mantas endotérmicas, mantas de vidrio,... etc. De acuerdo con [1], los recubrimientos más efectivos de entre todas las barreras contra el fuego consideradas son: las mantas de vidrio, mantas intumescentes y los recubrimientos intumescentes con base de agua o cerámicos. Estos tipos de barreras contra el fuego tienen además la ventaja de que puede ser fabricada “in situ” durante el procesado del material compuesto, reduciendo costes de instalación e incrementando su durabilidad.

El modelo numérico que simula el problema del fuego en los materiales compuestos no está todavía determinado. La metodología requerirá de la solución de los siguientes problemas:

1) Valoración de la distribución térmica debida al fuego.

2) Determinación del comportamiento viscoelástico del material compuesto de matriz polimérica y fibras.

3) Generación de un modelo matemático termo - mecánico - estructural.

4) Implementación en un modelo de análisis por elementos finitos. (ABAQUS por ejemplo)

La meta es desarrollar un modelo analítico que pueda predecir el comportamiento estructural de los materiales compuestos durante y después de estar expuestos al fuego. También una vez que el modelo esté terminado, podría ser posible implementar barreras contra el fuego como recubrimientos cerámicos, intumescentes, espumas de silicona, pieles fenólicas, mantas endotérmicas, mantas intumescentes, mantas de vidrio, etc.

Referencias

1. Sorathia U., Lyon R., Gann R., Gritzo L., "Materials and Fire Threat", Fire Technology, Vol. 33, N. 3, 1997.

2. Matzkanin G. A. "Nondestructive characterization of heat damage in graphite/epoxy composites: A state-of-the-art Report", Internal Report, 1998.

3. G.H. Greer, "Thermal Aging of Contemporary Graphite/Epoxy Materials," *SAMPE Symp.*, 24, 1039 (1979).

4. M.T.S. Hsu, "Characterization and Degradation Studies on Synthetic Polymers for Aerospace Application," NASA Report No. NASA-CR-166597 (1982).

5. J.R. Kerr and J.F. Haskins, "Effects of 50,000 Hours of Thermal Aging on Graphite/Epoxy and Graphite/Polyamide Composites," *AIAA J.*, 22, 96 (1984).

6. K.N. Street, A.J. Russell, and F. Bonsang, "Thermal Damage Effects on Delamination Toughness of a Graphite/Epoxy Composite," *Comp. Sci. and Tech.*, 32, 1 (1988).

7. C.E. Browning and H.S. Schwartz, "Delamination Resistant Composite Concepts," Composite Materials Testing and Design 7th conference, J.E. Whitney, ed., ASTM STP 893, 1986.

8. C.M. Pittman and R.D. Brown, "Exploratory Investigation of Two Resin-Matrix Composites Subjected to Arc-Tunnel Heating," NASA Report No. NASA-TP-1429 (1979).

9. R.F. Kubin, "Thermal Characteristics of 3501-6/AS and 5208/T300 Graphite Epoxy Composite," Naval Weapons Center Report No. NWC-TP-6104 (1979).

10. C.A. Griffis, J.A. Nemes, F.R. Stonesifer, and C.I. Chang, "Degradation in Strength of Laminated Composites Subjected to Intense Heating and Mechanical Loading," *J. Comp Mat.*, 20, 216 (1986).

11. J.K. Chen, C.T. Sun, and C.I. Chang, "Failure Analysis of Graphite/Epoxy Laminate Subjected to Combined Thermal and Mechanical Loading," *J. Comp. Mat.*, 19, 408 (1985).

12. G.A. Pering, P.V. Farrell, and G.A. Springer, "Degradation of Tensile and Shear Properties of Composites Exposed to Fire or High Temperature," *J. Comp. Mat.*, 14, 54 (1980).

13. H.L. McManus, "Prediction of Fire Damage to Composite Aircraft Structures," Proc. of a Conference on Characterization and NDE of Heat Damage in Graphite Epoxy Composites, NTIAC, in print (1993).

14. S. Bai, P. W. M. Peters"The Influence of Cure Condition and Test Temperature on The Mechanica Properties of Graphite/Bismaleimide"

15. J. R. Alonso, A. Hernangil, J. Ballestero, M. Rodriguéz, L. M. León, “Desarrollo de Materiales Composites SMC Profile Ignifugados Con Baja Emisión de Humos”

16. Sorathia U., Telegadas H., Bergen M., “Mechanical and Flammability Characteristics of Phenolic Composites for Naval Applications, Navy Programs in Fire and Materials,” Proceedings of the International SAMPE Symposium 39, Anaheim CA, 1994.

17. Ohlemiller J., Shields J.R., “The effect of Surface Coating on Fire Growth Over Composite Materials”, NISTIR 5940, 1996

18. Mike J.A. and Vizzini A.J., “Thermal Response of Fire-Exposed Composites”, Journal of Composites Technology and Research, Vol 13, 1991, pp. 145-151

19. Ohlemiller J., Shields J.R., “Upward Flame Spread on Composite Materials”, Fire and Polymers II, Materials and Test for Hazard Prevention, Americal Chemical Society, ACS Symposium Series 599, August 21-26, Washington DC.

20. Cleary T., Quintiere J., Fire Safety Science – Proceedings Third International Symposium, Elsevier, NY, 1991, p.647

21. Mitler H., 23rd Symposium International on Combustion, Combustion Institute, Pittsburg, PA, 1990, p. 1715.

22. Brehob, E. Ph. D. Thesis, Penn State University, Mechanical Engineering Department, 1994.

23. G.L. Powell, N.R. Smyrl, C.J. Janke, E.A. Wachter, W.G. Fisher, J. Lucania, M. Milosevic and G. Auth, “Nondestructive Inspection of Graphite-Epoxy Laminates for Heat Damage Using Drift and LPF Spectroscopies,” Proc. of a Conference on Characterization and NDE of Heat Damage in Graphite Epoxy Composites, NTIAC, in print (1993).

24. E. Armstrong-Carroll, P. Mehrkam, and R. Cochran, “Heat Damage Evaluation of Painted Graphite/Epoxy Composites,” Proc. of a Conference on Characterization and NDE of Heat Damage in Graphite Epoxy Composites, NTIAC, in print (1993).

25. P. Lambrineas, K.K. Yeung, and R.D. Finlayson, “Imaging of Burned Glass Reinforced Plastic (GRP) Using Compton Backscattering”, Proc. of a Conference on Characterization and NDE of Heat Damage in Graphite Epoxy Composites, NTIAC, in print (1993).

26. K.W. Dolan, D.J. Schnebeck, R.D. Albert, and T.M. Albert, “Reverse Geometry X-Ray Imaging for NDT Applications,” Proc. of the JANNAF NDE Subcommittee Meeting, CPIA, in print 1993.

27. Sorathia U. Beck C. and Dapp. T., “Residual Strength of Composites During and After Fire Exposure”, Journal of Fire Sciences, 11 (3), 1992.

28. Sorathia U. “Thermomechanical Properies of Glass/Vinylester Composites” Proceedings of 19th International Conference on Fire Safety, San Francisco, CA January 1994.

29. Sorathia U. Dapp. T and Beck C. “Flammability Characteristics of Composites for Shipboard and Submarine Applications” Proceedings of SAMPE 36, San Diego CA, 1991.

30. Corlette R. Douglas, E. and Henkel J., University of Washington Prototype Test Apparatus", Technical Report Pl-4, Contract N0067-87-K-0043, U. of Washington, February 1990.

31. Caplan I, Sorathia U., Rollhauser C., "Navy Programs in Fire and Materials" SAMPE 41, CA, 1996.

32. Springer G. " Degradation of Tensile and Shear Properties of Composites Exposed to Fire of High Temperatures", Journal of Composite Materials, Vol. 14, 1980, pp.54-68

33. Mike J.A. and Vizzini A.J., "Thermal Response of Fire-Exposed Composites", Journal of Composites Technology and Research, Vol 13, 1991, pp. 145-151

34. Wang Y.C. "Composite Beams with partial fire protection", Fire Safety Journal V. 30, n. 4, 1998, pp. 315-32.

35. Lem K.W et al." Spectra Composites that withstand torch flame test.", Polymer Engineering and Science, v. 34, 1994, pp. 765-778.

36. S.F. Wang and A.A. Ogale, "Influence of Aging on Transient and Dynamic Mechanical Properties of Carbon Fiber/Epoxy Composites," *SAMPE Q.*, 20, 9 (1989).

37. H. Lee and K. Neville, *"Handbook of Epoxy Resins"*, McGraw-Hill, New York, 1982.

38. R. Schapery, "Composite Materials for Structural Design – Mechanical and Thermodynamic Properties, and Neutron Radiography", Report No. AFOSR-79-0347TR, Air Force Office of Scientific Research (1979).

39. E.S-W. Kong, M.R. Tant, G.L. Wilkes, A.K. Banthia, and J.E. McGrath, *Am. Chem. Soc. Div. Polym. Chem. Preprints*, 20, 531 (1979).

40. W.A. Sigur, "Ablation Characteristics of Graphite Epoxy," *SAMPE Q.*, 17, 25 (1986).

41. J.M. Harribey, "Physicochemical Characterization of Resin 2220-3 in Preimpregnate," Report No.: PB86-242534/WMS, Centre Essais Aeronautique Toulouse (1985).

42. J.F. Haskins, "Thermal Aging," *SAMPE J.*, 25, 29 (1989).

43. R. Collins and J. Mahon, "NDI for Heat Damaged Advanced Composites," Proc. of a Conference on Characterization and NDE of Heat Damage in Graphite Epoxy Composites, NTIAC, in print (1993).

44. W. J. Baxter "The effect of temperature on the strenght of composites reinforced with discontinuous fibres" ICCM-10 Canada 1995.

45. N. McManus, G. S. Springer, "High Temperature Thermomechanical Behavior of Carbon-Phenolic and Carbon-Carbon Composites" Journal of Composite Materials Vol 26, No 2/1992

46. T. C. Chu, S. C. Yen, and J. Ramalingan, "Assesment of Fire Damage on Composite Materials from Surface Features", University of Carbondale, Illinois, U.S.A.

47. I. Oteiza, F. Hernández, L. de Villanueva "Fire Behaviour of Sisal Short Fibers Reinforced Gypsum"

48. J. M. Lacosta, “Valoración del Comportamiento al Fuego de los Materiales Plásticos, II: Ensayos de Reacción al Fuego de los Materiales de Construcción”, Revista Plásticos Modernos num 443 (Mayo 1993).

49. J. M. Lacosta, Introducción a la química de la reducción de humos de los materiales plásticos (I)”, Revista Plásticos Modernos num 420 (Junio 1991).

50. J. M. Lacosta, Introducción a la Química de la Reducción de Humos de los Materiales Plásticos (II Revista Plásticos Modernos num 421 (Julio 1991).

51. E. V. Gellhorn, L. den Haan, J. O. Ferrer, “Mejora de la Resistencia al Fuego de las Estructuras Sandwich”, Revista Plásticos Modernos num 421 (Julio 1991).

52. J. M. Barrales-Rienda, “Análisis y carterización de Materiales Pliméricos, I. Ensayos Preliminares”, Revista Plásticos Modernos num 478 (Abril 1996).

53. J. M. Lacosta, “Valoración del Comportamiento al Fuego de los Materiales Plásticos, V: Ensayos de Reacción al Fuego de los Materiales de Construcción en la Unión Europea”, Revista Plásticos Modernos num 475 (Enero 1996).

54. H. Bonada, J. P. Dorsemaine, “Composite Fire-Reistant Panels”

55. C.J. Janke, E.A. Wachter, H.E. Philpot, and G.L. Powell, “Composite Heat Damage Assessment”, Proc. of a Conference on Characterization and NDE of Heat Damage in Graphite Epoxy Composites, NTIAC, in print (1993).

56. T. J. Reinhart “Composites Engineered Materials Handbook Vol 1, Vol 2” ASM International.

57. T. J. Ohlemiller, J. R. Shields, “Prevention of Surface Fire Growth on Structural Composites”, Building and fire Research Laboratory, National Institute of Standards and Technology.

58. K. M. Butler, “Phisical modeling of Intumescent Fire Retardant Polymers”, Building and fire Research Laboratory, National Institute of Standards and Technology.

59. U. Sorathia, R. Lyon, T. Ohlemiller, A. Grenier “A Review of Fire Test Methods and Criteria for Composites” SAMPE Journal, Vol 33, No 4, 23-31, 1997

3.3 CONCENTRACIONES DE TENSIONES

La presencia de discontinuidades en los materiales compuestos laminados constituye un parámetro crítico a la hora del diseño de estructuras que incluyan este tipo de materiales. Existen una serie de modelos que tratan de predecir la distribución de tensiones alrededor de diversas discontinuidades en un material anisótropo [1-15]. De todos ellos, quizás el más interesante por el grado de entendimiento de los mecanismos de los materiales anisótropos es el de S.G. Lekhnitskii [1,2]. Este capítulo se basa en su obra, y afronta problemas relacionados con la determinación de tensiones en láminas anisótropas planas debilitadas por una abertura y sometidas a cargas en su plano medio.

Es bien conocido que el efecto de una abertura en una placa isótropa, que aumenta las tensiones en ciertos lugares próximos a la apertura al compararlos con esa misma placa sin ninguna clase de abertura. Este efecto es lo que se conoce como concentración de tensiones. Los problemas de concentración de tensiones en placas isótropas han sido extensamente estudiados, incluyendo distintos tipos de aberturas y cargas. En el caso de un material anisótropo como puede ser una lámina de material compuesto, la distribución de tensiones se ha estudiado para los casos más comunes como son las aberturas de forma circular y elíptica. En el caso de geometrías más complejas, tan sólo se ha llegado a plantear soluciones aproximadas.

3.3.1 Elasticidad de un sólido anisótropo plano

A continuación se procede a exponer los planteamientos de la solución planteada por Lekhnitskii. Debido a la complejidad de la misma, que a menudo comprende largas expresiones que no presentan mayor interés para el tema que se aborda en este capítulo, no se realiza el desarrollo completo, que puede encontrarse en las referencias.

El problema plano de un sólido elástico se puede reducir a la determinación de una función de tensiones $F(x, y)$ en una región plana S del espacio (x, y) que satisface una ecuación diferencial de cuarto orden. En el caso de tensión plana, y sin considerar la presencia de fuerzas internas, la función F satisface la ecuación:

$$a_{22}\frac{\partial^4 F}{\partial x^4} - 2a_{26}\frac{\partial^4 F}{\partial x^3 \partial y} + (2a_{12} + a_{66})\frac{\partial^4 F}{\partial x^2 \partial y^2} - 2a_{16}\frac{\partial^4 F}{\partial x \partial y^3} + a_{11}\frac{\partial^4 F}{\partial y^4} = 0 \qquad \text{(Ec. 3.3.1)}$$

donde a_{ij}, i, j = 1, 2, 6 son las constantes elásticas de la matriz de rigidez del material.

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{16} \\ a_{21} & a_{22} & a_{26} \\ a_{61} & a_{62} & a_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 3.3.2)}$$

La ecuación 3.3.1 se puede integrar en su forma general. En notación simbólica, esta ecuación se puede expresar mediante el uso de cuatro operadores diferenciales lineales de primer orden:

$$D_1 D_2 D_3 D_4 F = 0 \qquad \text{(Ec. 3.3.3)}$$

donde D_k, k = 1, …, 4 designa la operación

$$D_k = \frac{\partial}{\partial y} - \mu_k \frac{\partial}{\partial x} \qquad \text{(Ec. 3.3.4)}$$

donde μ_k son las raíces de la ecuación característica

$$a_{11}\mu^4 - 2a_{16}\mu^3 + (2a_{12} + a_{66})\mu^2 - 2a_{26}\mu + a_{22} = 0 \qquad \text{(Ec. 3.3.5)}$$

En el caso de una placa ortótropa, la ecuación 3.3.6 toma la forma relativa a las constantes ingenieriles del material respecto a las direcciones principales del material:

$$\mu^4 + \left(\frac{E_1}{G} - 2\nu_{12}\right)\mu^2 + \frac{E_1}{E_2} = 0 \qquad \text{(Ec. 3.3.6)}$$

La ecuación 3.3.5 o bien posee raíces complejas o bien raíces puramente imaginarias, pero no puede

tener raíces reales para un material elástico. Designamos mediante $\mu_1,\ \mu_2,\ \overline{\mu}_1,\ \overline{\mu}_2$. En el caso de raíces complejas diferentes:

$$F = 2\,\mathrm{Re}\left[F_1(z_1) + F_2(z_2)\right] \qquad \text{(Ec. 3.3.7)}$$

En el caso de raíces iguales:

$$F = 2\,\mathrm{Re}\left[F_1(z_1) + \overline{z}F_2(z_1)\right] \qquad \text{(Ec. 3.3.8)}$$

donde

$$\left.\begin{aligned} z_1 &= x + \mu_1 y \\ z_2 &= x + \mu_2 y \\ \overline{z}_1 &= x + \overline{\mu}_1 y \\ \overline{z}_2 &= x + \overline{\mu}_2 y \end{aligned}\right\} \qquad \text{(Ec. 3.3.9)}$$

Si se conoce la función *F* se pueden calcular los componentes de la tensión, y a partir de ellos los desplazamientos por integración de las deformaciones.

3.3.2 Concentración de tensiones en láminas delgadas planas con abertura circular

A continuación se presentan los resultados de concentración de tensiones para distintas configuraciones. Los sistemas de materiales que se comparan son tres: carbono-epoxi, vidrio-epoxi y aramida-epoxi. También se presentan resultados para una placa de material isótropo. La tabla 3.3.1 muestra las propiedades de los tres sistemas empleados en el cálculo:

Tabla 3.3.1 Propiedades de los tres sistemas de material compuesto comparados

	Carbono	**Vidrio**	**Aramida**
E_1	181 GPa	39 GPa	76 GPa
E_2	10,3 GPa	8.27 GPa	5.50 GPa
G_{12}	7.17 GPa	4.14 GPa	2.30 GPa
ν_{12}	0.28	0.26	0.34

3.3.2.1 Presión uniforme en el borde de la abertura

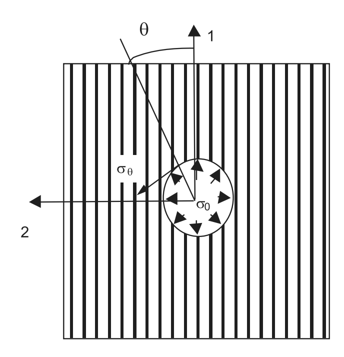


Figura 3.3.1 Placa plana con abertura circular sometida a tensión σ_0 a lo largo del borde de la abertura

Las figuras 3.3.2 y 3.3.3 muestran la relación entre la tensión tangencial al contorno de la abertura y la presión aplicada en el borde de la abertura para láminas de tres sistemas de materiales compuestos y para un material anisótropo. En el caso de un material isótropo, $\sigma_\theta = \sigma_0$ a lo largo de todo el contorno. Se observa que la distribución de tensiones no es uniforme a lo largo del contorno de la abertura para el caso de un material compuesto, y que ésta sigue una ley compleja. De hecho, la diferencia entre los valores máximos y mínimos puede llegar a ser muy grande.

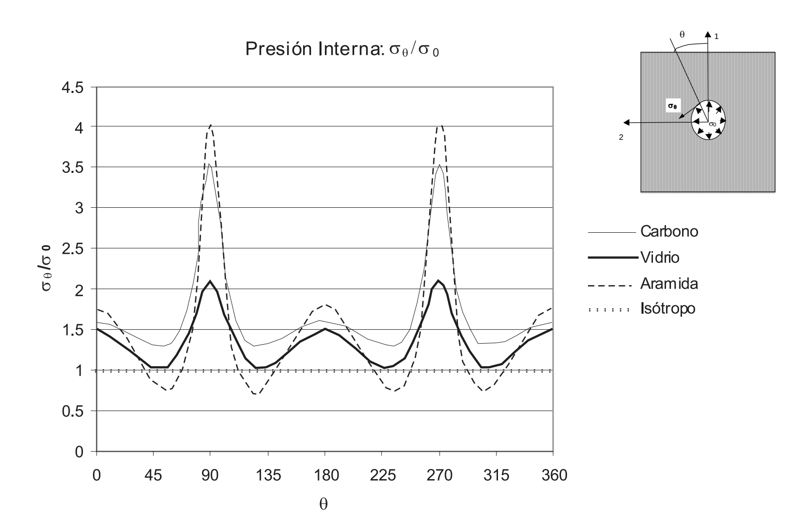


Figura 3.3.2 Diagrama lineal de la distribución de la tensión tangencial en el borde de una abertura circular en láminas de tres sistemas de materiales compuestos y en un material isótropo para una presión aplicada en el borde de la abertura

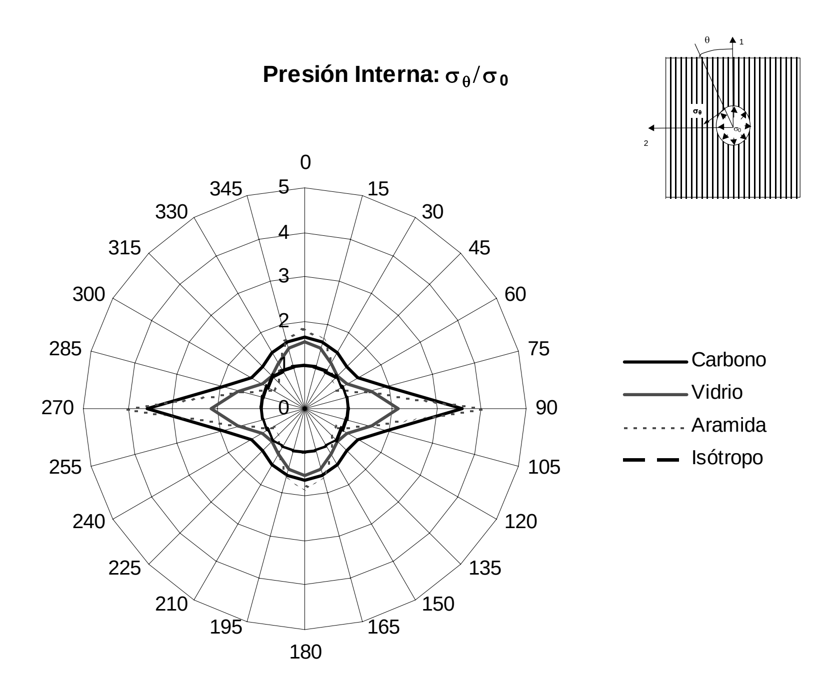


Figura 3.3.3 Diagrama radial de la distribución de la tensión tangencial en el borde de una abertura circular en láminas de tres sistemas de materiales compuestos y en un material isótropo para una presión aplicada en el borde de la abertura.

3.3.2.2 Cortadura uniforme en el borde de la abertura

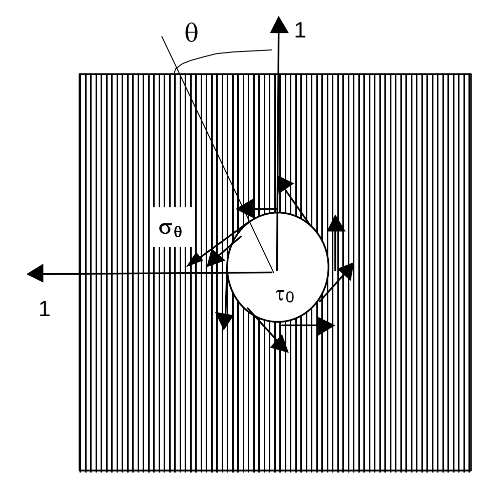


Figura 3.3.4 Placa plana con abertura circular sometida a cortadura τ_0 a lo largo del borde de la abertura

Para el caso de un material isótropo, $\sigma_\theta = 0$.

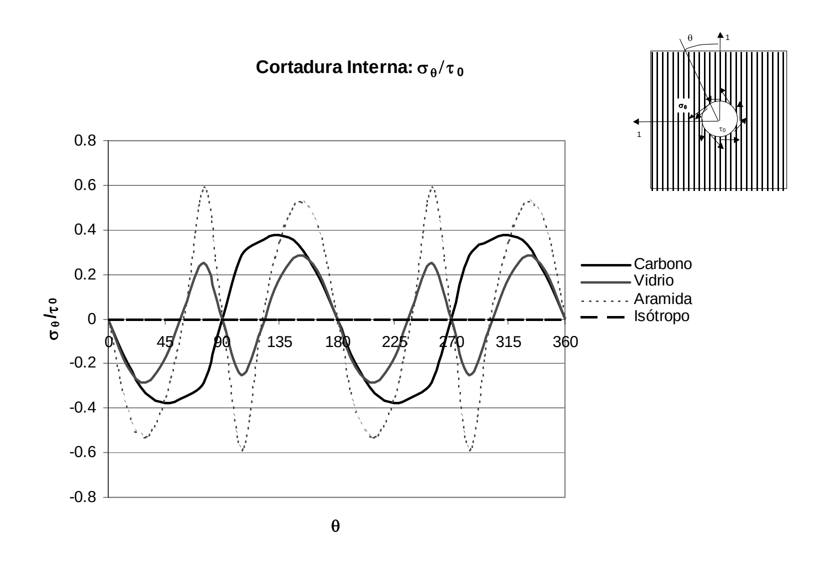


Figura 3.3.5 Diagrama lineal de la distribución de la tensión tangencial en el borde de una abertura circular en láminas de tres sistemas de materiales compuestos y en un material isótropo para una tensión de cortadura aplicada en el borde de la abertura

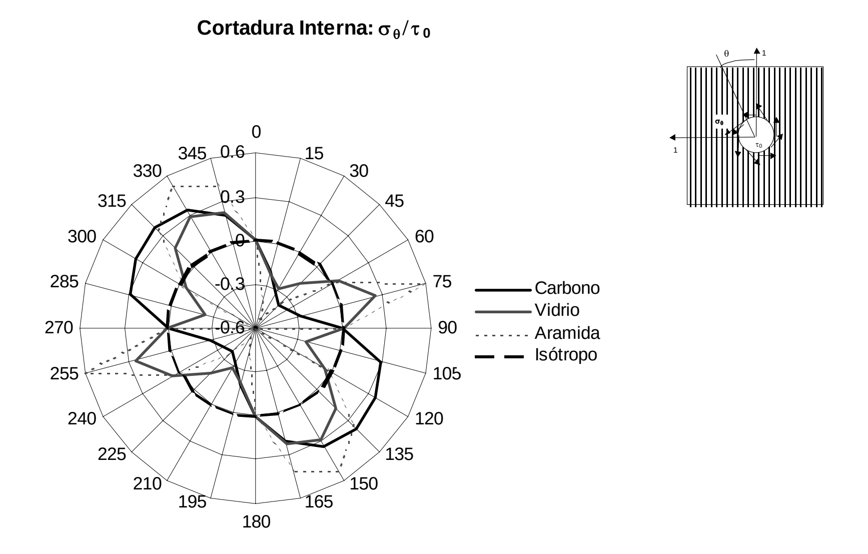


Figura 3.3.6 Diagrama radial de la distribución de la tensión tangencial en el borde de una abertura circular en láminas de tres sistemas de materiales compuestos y en un material isótropo

3.3.2.3 Placa plana sometida a tracción

La distribución de tensiones en una placa ortótropa no es simétrica con respecto a la dirección de aplicación de la carga. Tan sólo es simétrica con respecto al centro de la abertura. Y las tensiones más elevadas no aparecen en el extremo del diámetro perpendicular a la línea de actuación de la carga, sino en puntos situados a otros ángulos que dependen de la orientación de la lámina y de sus propiedades.

- **Lámina a 0^0**

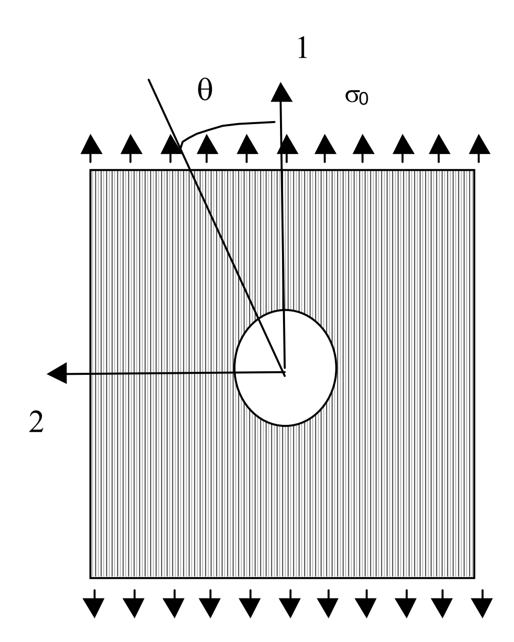


Figura 3.3.7 Lámina a 0^0 con abertura circular sometida a tracción σ_0

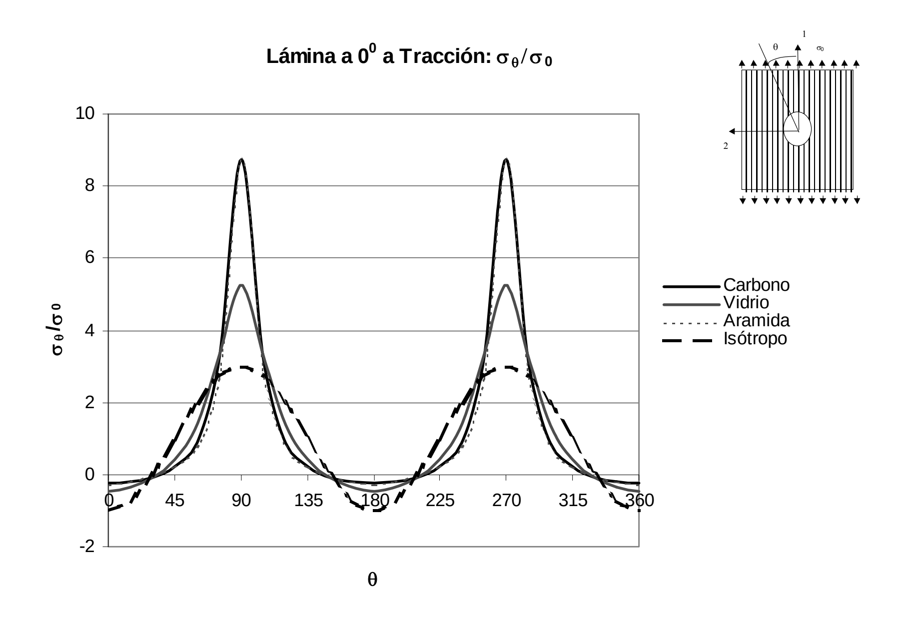


Figura 3.3.8 Distribución lineal de la tensión tangencial en el borde de la abertura para láminas a 0^0 y para un material isótropo sometidos a tracción

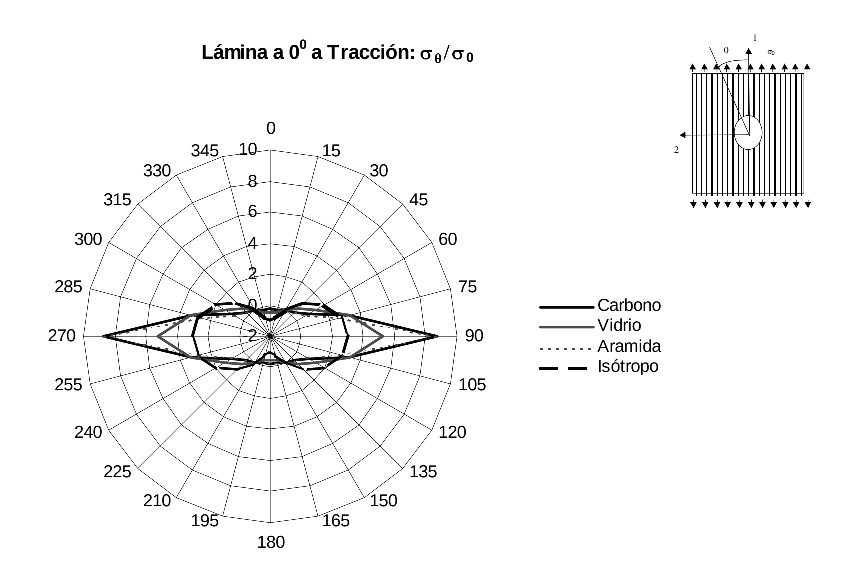


Figura 3.3.9 Distribución radial de la tensión tangencial en el borde de la abertura para láminas a 0^0 y para un material isótropo sometidos a tracción

- **Lámina a 45^0**

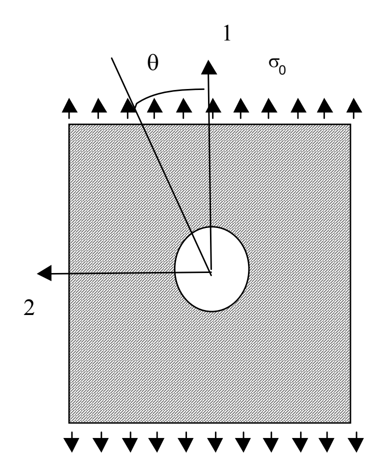


Figura 3.3.10 Lámina a 45^0 con abertura circular sometida a tracción σ_0

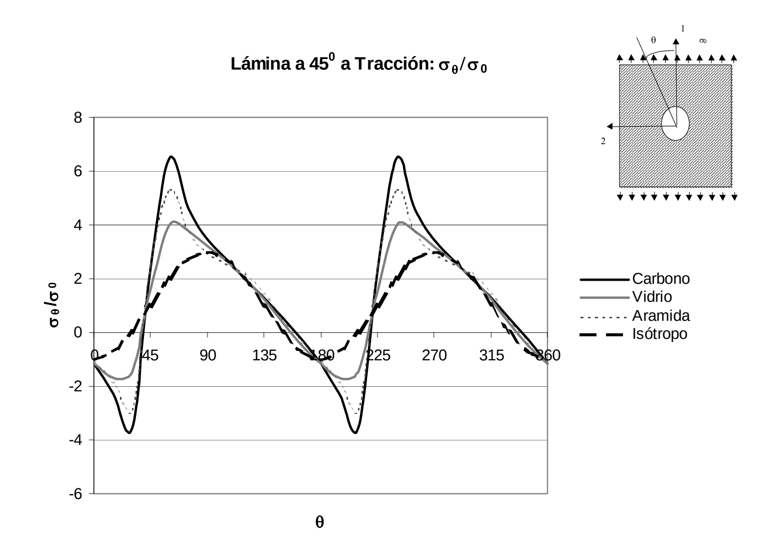


Figura 3.3.11 Distribución lineal de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 45^0 sometida a tracción

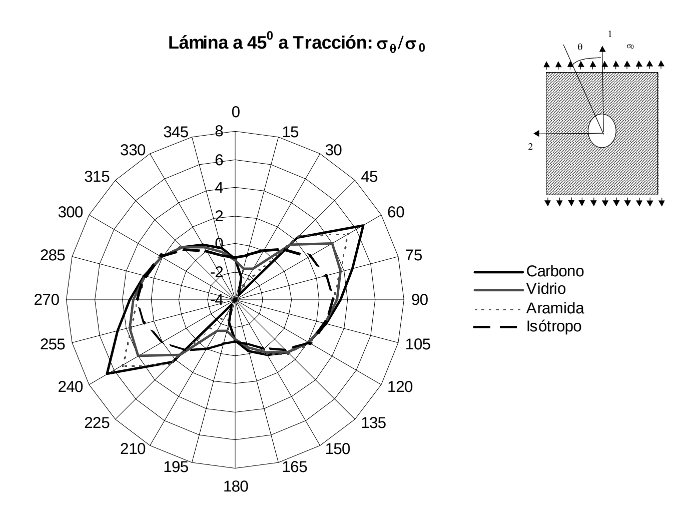


Figura 3.3.12 Distribución radial de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 45^0 sometida a tracción

- **Lámina a 90^0**

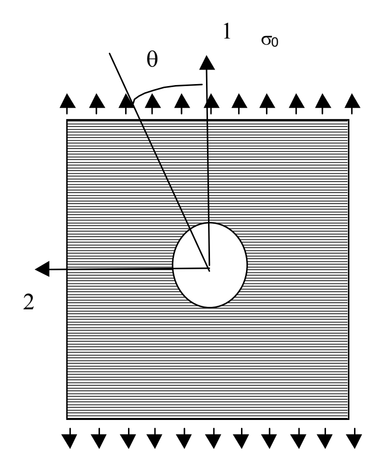


Figura 3.3.13 Lámina a 90^0 con abertura circular sometida a tracción σ_0

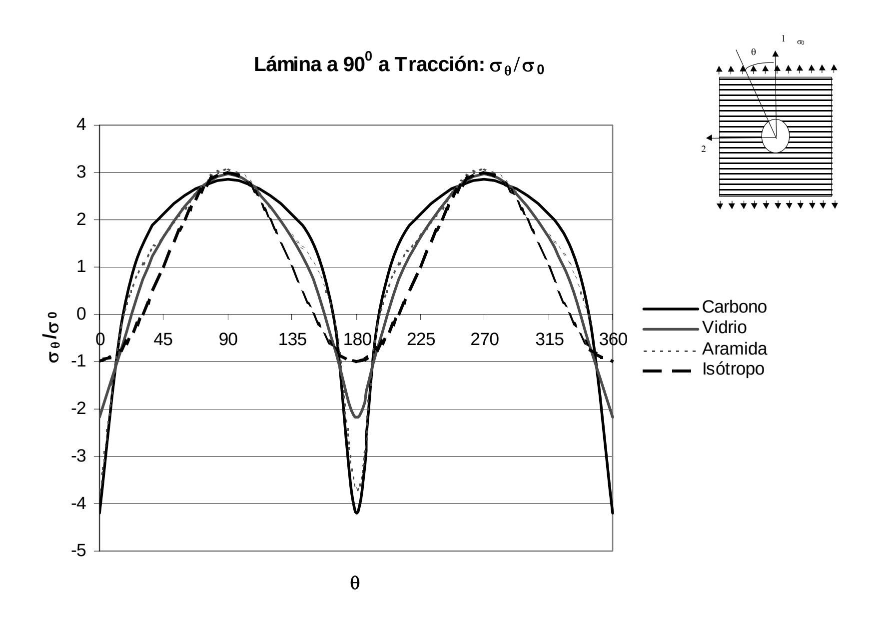


Figura 3.3.14 Distribución lineal de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 90⁰ sometida a tracción

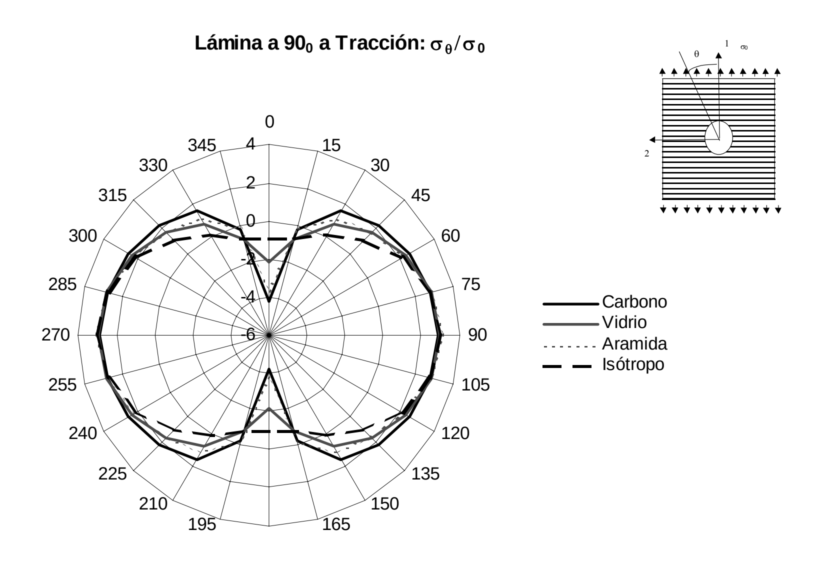


Figura 3.3.15 Distribución radial de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 90⁰ sometida a tracción

3.3.2.4 Placa plana sometida a cortadura

- **Lámina a 0^0**

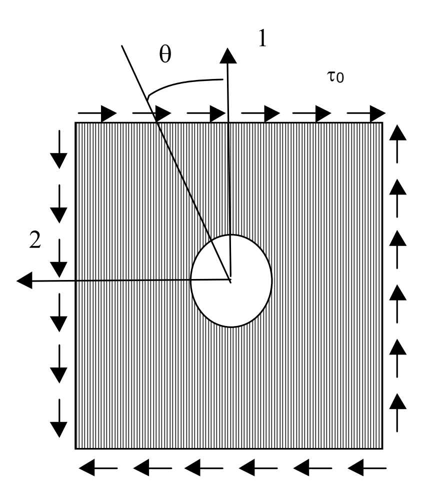


Figura 3.3.16 Lámina a 0^0 con abertura circular sometida a cortadura τ_0

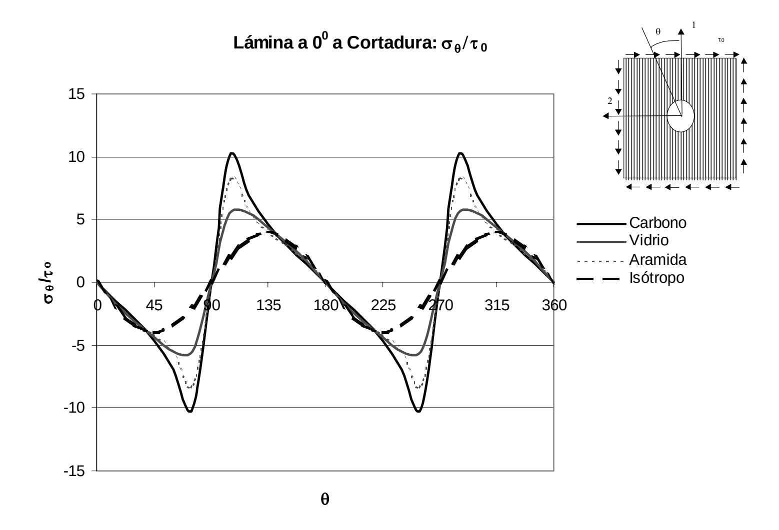


Figura 3.3.17 Distribución lineal de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 0^0 sometida a cortadura

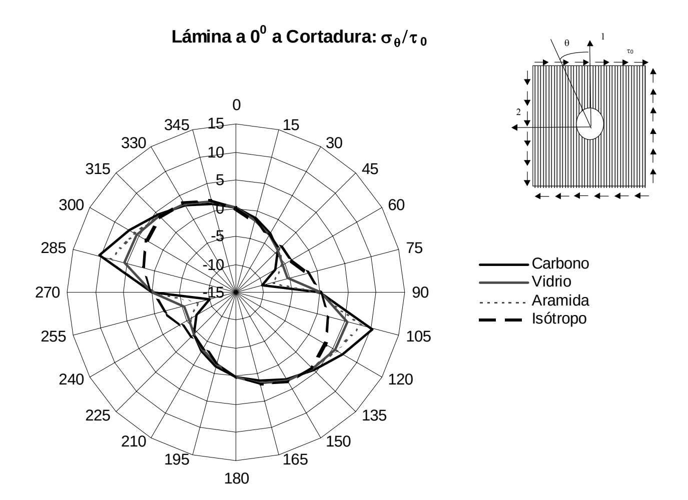


Figura 3.3.18 Distribución radial de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 0^0 sometida a cortadura

- **Lámina a 45^0**

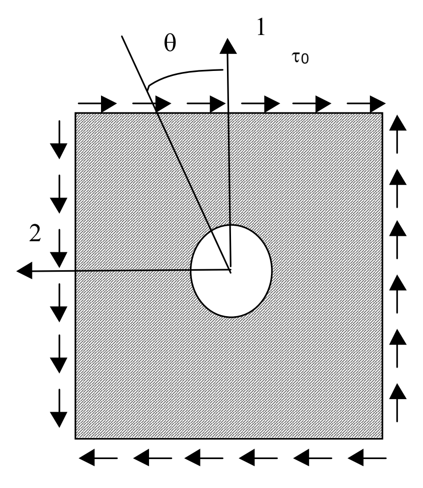


Figura 3.3.19 Lámina a 45^0 con abertura circular sometida a cortadura τ_0

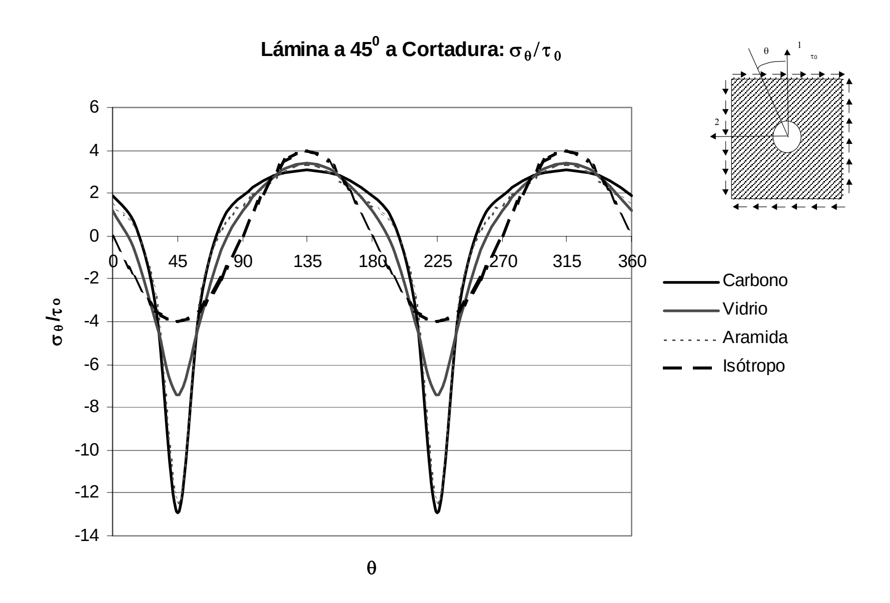


Figura 3.3.20 Distribución lineal de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 45^0 sometida a cortadura

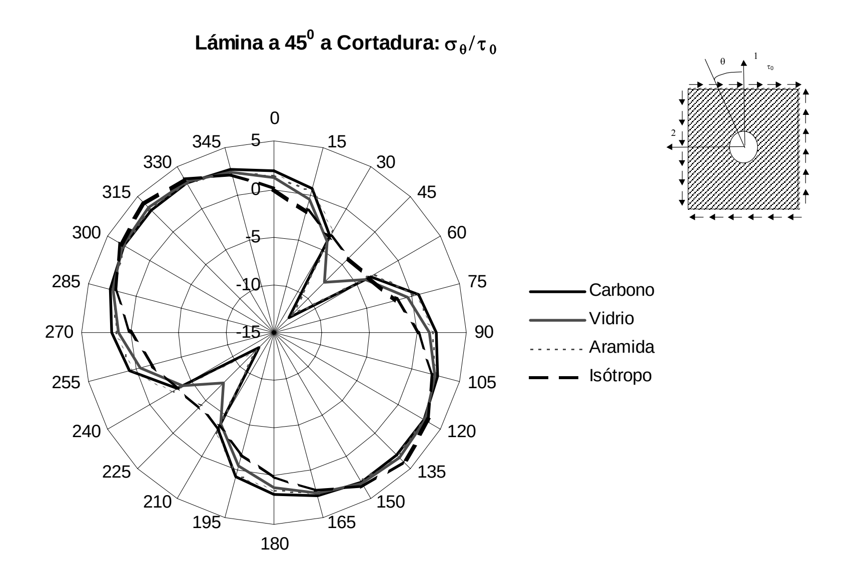


Figura 3.3.21 Distribución radial de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 45^0 sometida a cortadura

- **Lámina a 90^0**

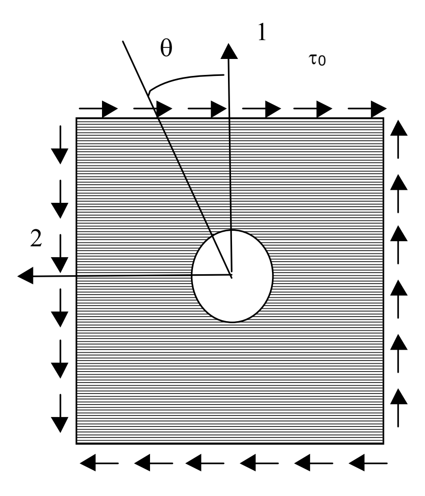


Figura 3.3.22 Lámina a 90^0 con abertura circular sometida a cortadura τ_0

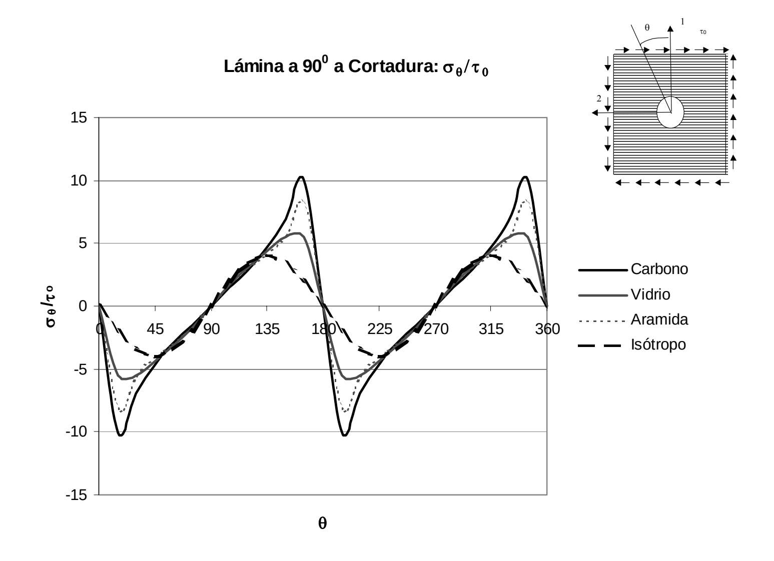


Figura 3.3.23 Distribución lineal de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 90^0 sometida a cortadura

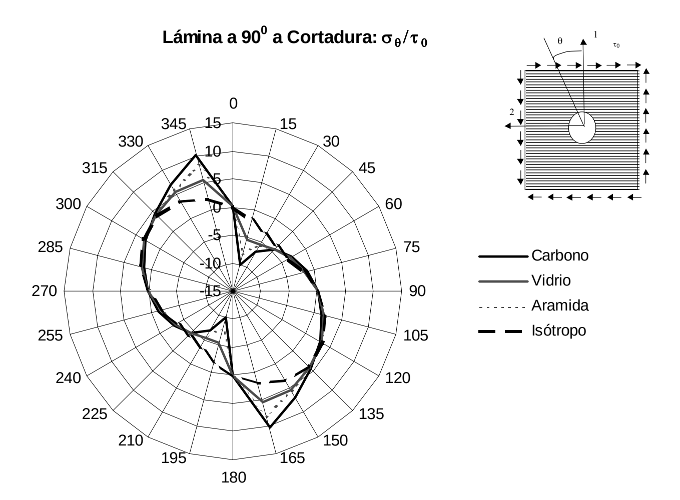


Figura 3.3.24 Distribución radial de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 90^0 sometida a cortadura

3.3.2.5 Placa plana sometida a flexión

- **Lámina a 0^0**

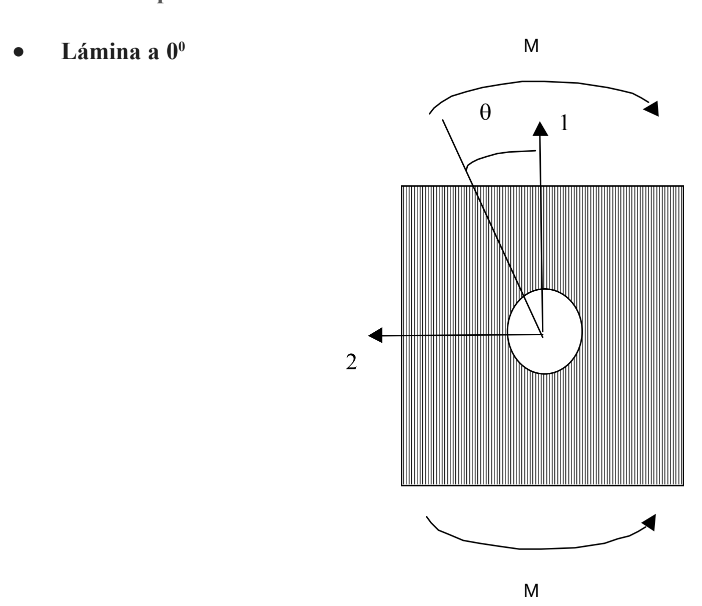


Figura 3.3.25 Lámina a 0^0 con abertura circular sometida a flexión

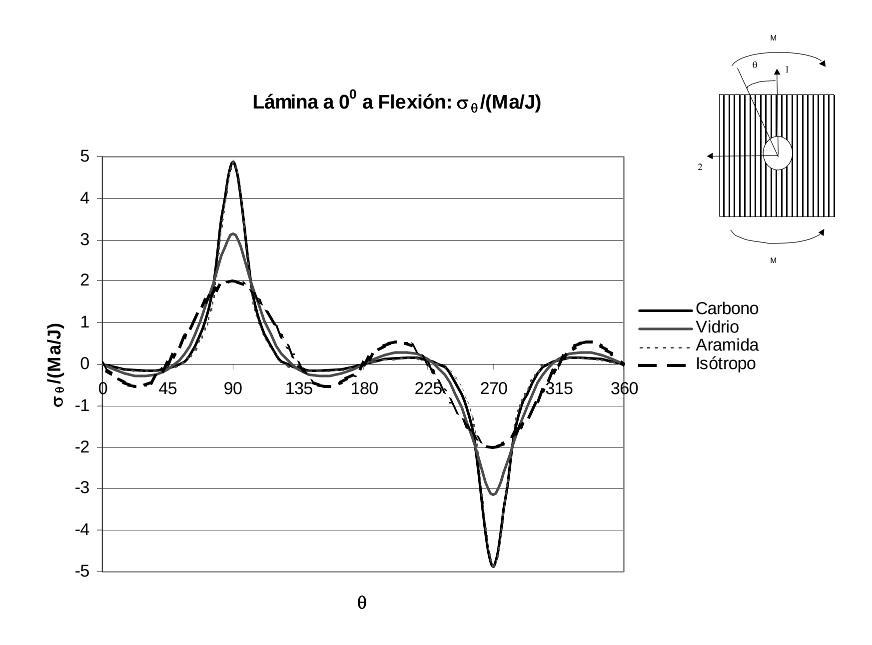


Figura 3.3.26 Distribución lineal de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 0^0 sometida a flexión

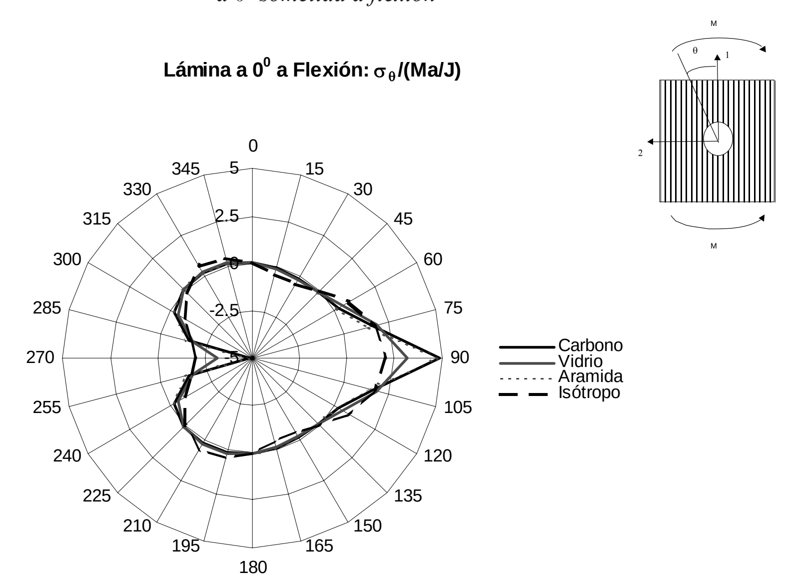


Figura 3.3.27 Distribución radial de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 0^0 sometida a flexión

- **Lámina a 45^0**

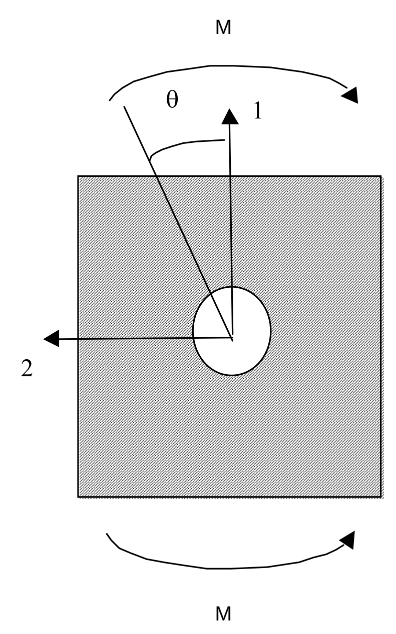


Figura 3.3.28 Lámina a 45^0 con abertura circular sometida a flexión

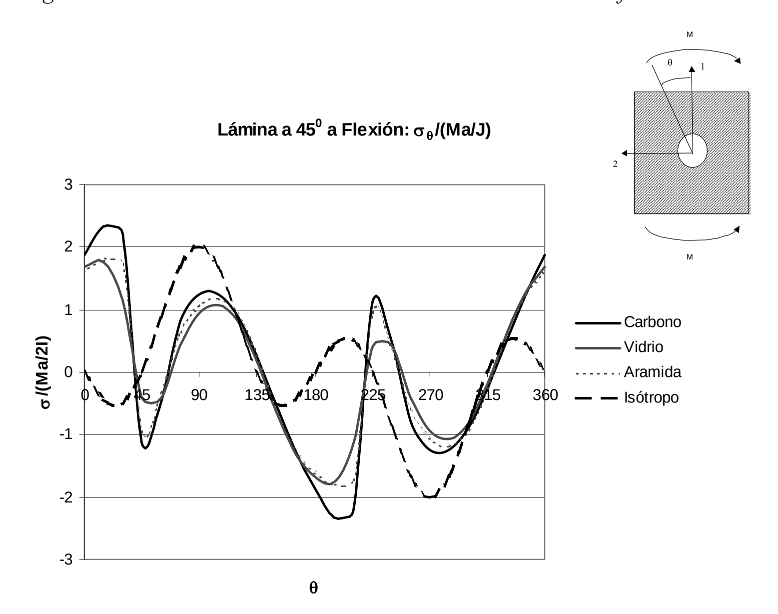


Figura 3.3.29 Distribución lineal de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 45^0 sometida a flexión

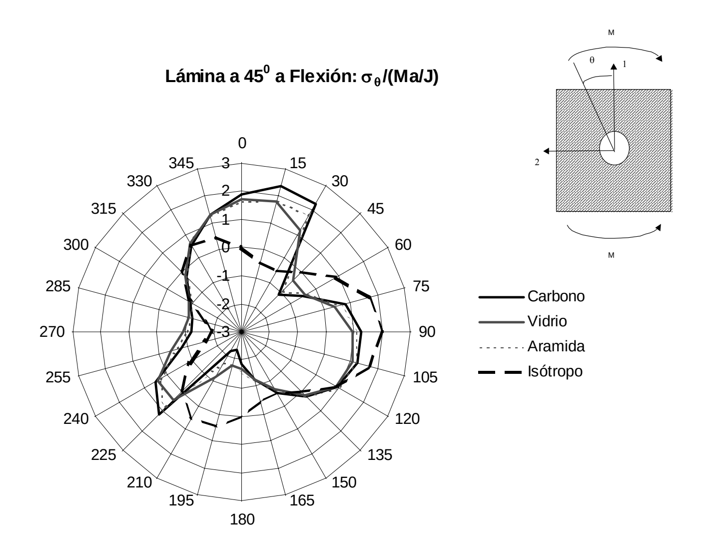


Figura 3.3.30. Distribución radial de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 45^0 sometida a flexión

- **Lámina a 90^0**

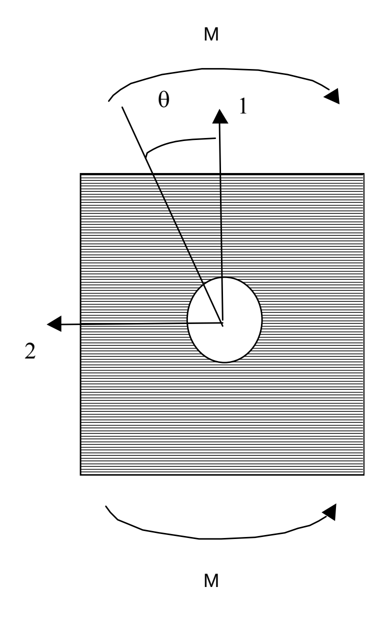


Figura 3.3.31 Lámina a 90^0 con abertura circular sometida a flexión

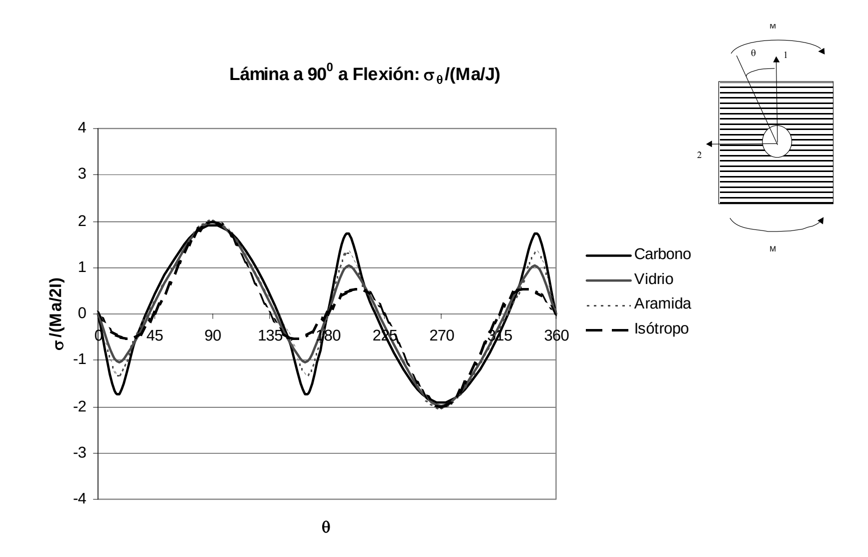


Figura 3.3.32 Distribución lineal de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 90⁰ sometida a flexión

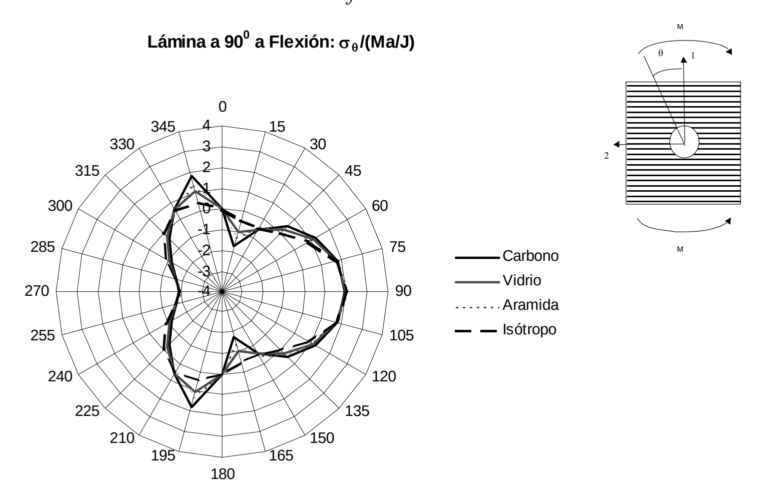


Figura 3.3.33 Distribución radial de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 90⁰ sometida a flexión

3.3.3 Concentración de tensiones en láminas delgadas planas con una inclusión circular rígida

En los casos anteriores una de las condiciones de contorno era que el borde de la apertura no estaba sometido a esfuerzos de tracción, con lo que sólo aparecía una componente de tensiones tangencial. En el caso de una inclusión rígida aparecen tres componentes de tensión, radial respecto al borde, tangencial al

mismo, y de cortadura. A continuación se representan las distribuciones de tensiones en una placa plana con una inclusión circular de acero (E = 210 GPa, ν = 0,3) sometida a un esfuerzo de tracción.

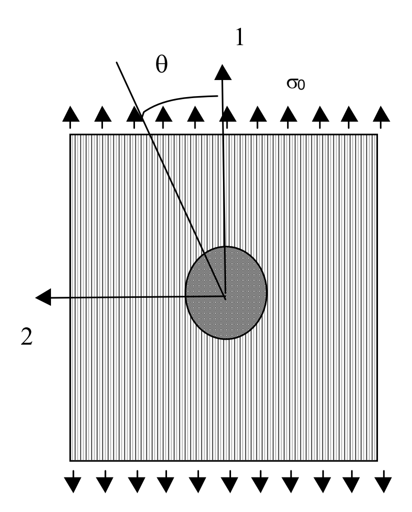


Figura 3.3.34 Lámina con inclusión circular rígida sometida a tracción σ_0

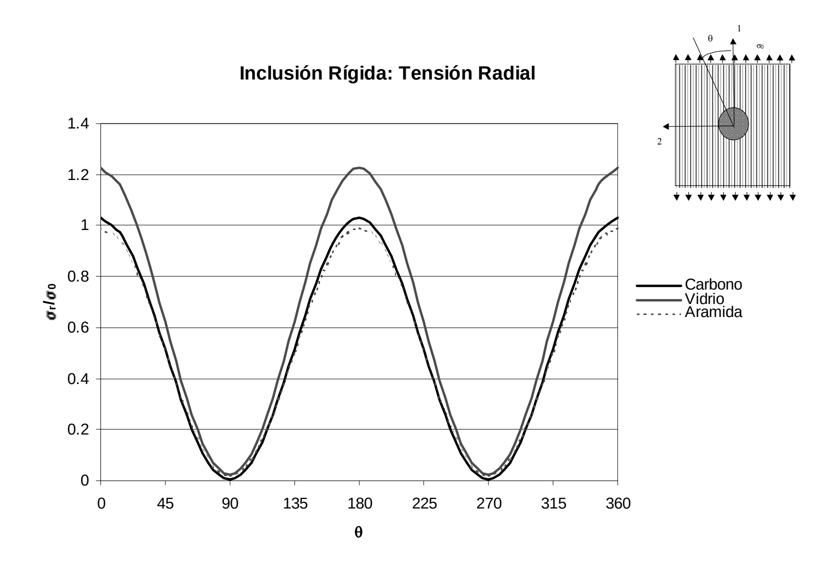


Figura 3.3.35 Distribución lineal de la tensión radial en el borde de la inclusión rígida

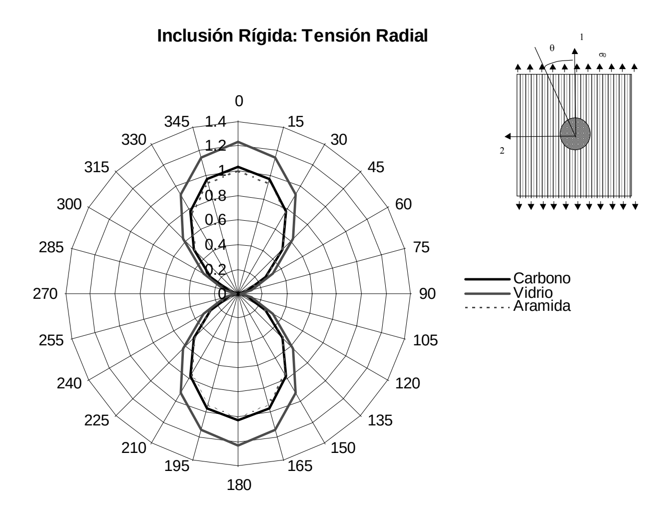


Figura 3.3.36 Distribución radial de la tensión radial en el borde de la inclusión rígida

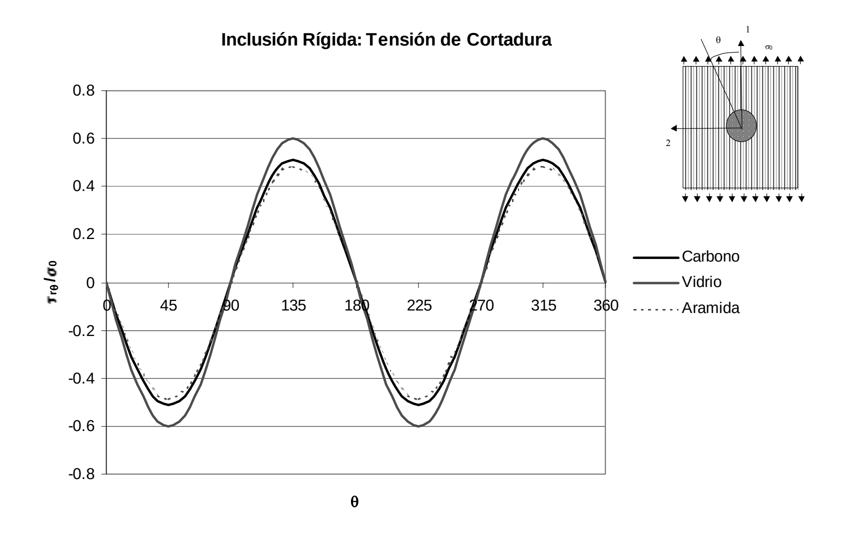


Figura 3.3.37 Distribución lineal de la tensión de cortadura en el borde de la inclusión rígida

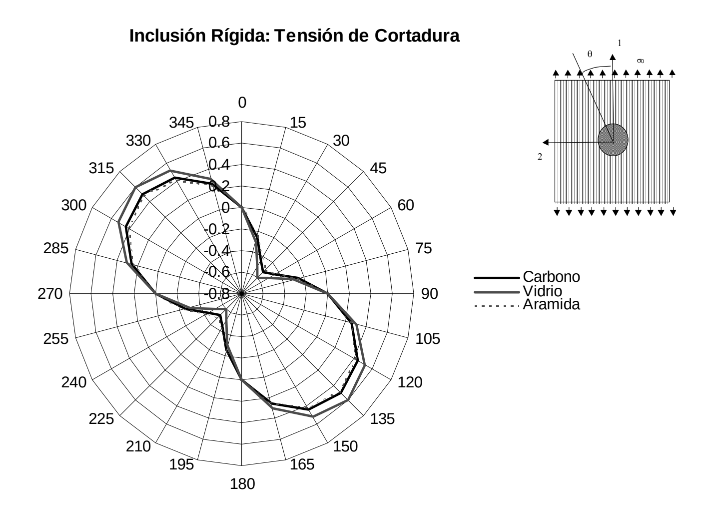


Figura 3.3.38 Distribución radial de la tensión de cortadura en el borde de la inclusión rígida

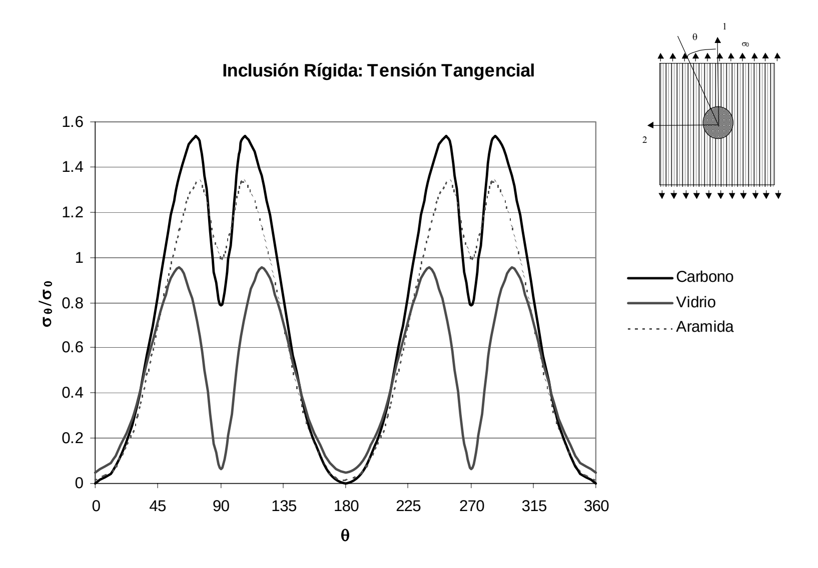


Figura 3.3.39 Distribución lineal de la tensión tangencial en el borde de la inclusión rígida

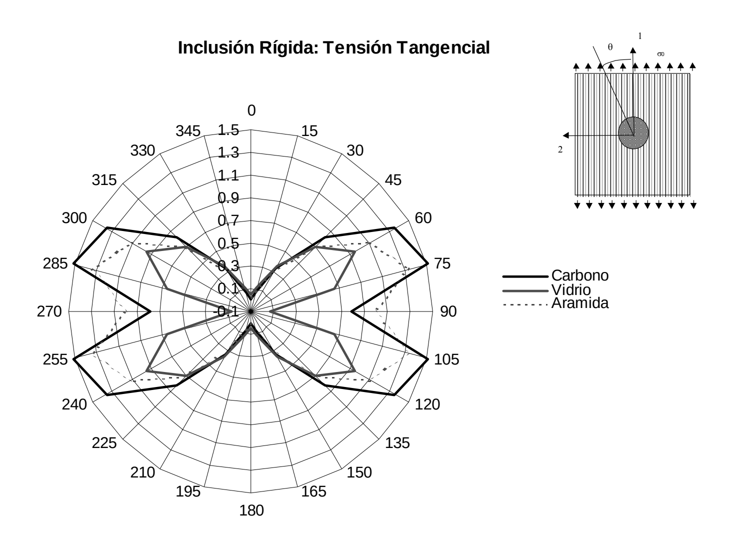


Figura 3.3.40 Distribución radial de la tensión tangencial en el borde de la inclusión rígida

3.3.4 Concentración de tensiones en láminas delgadas planas con abertura elíptica

El caso de una placa plana de material ortótropo con un defecto en forma de abertura elíptica es de gran utilidad, ya que se puede aproximar a la solución para una grieta en el material cuando la relación de aspectos es lo suficientemente grande. A continuación se representan las distribuciones de tensión alrededor de una abertura de forma elíptica para los tres sistemas de materiales que se vienen empleando a lo largo de este capítulo, comparándolos con un material isótropo. En todos los casos la relación entre el eje mayor de la elipse y su eje menor es de 2 a 1.

3.3.4.1 Placa plana sometida a tracción

- **Lámina a 0^0**

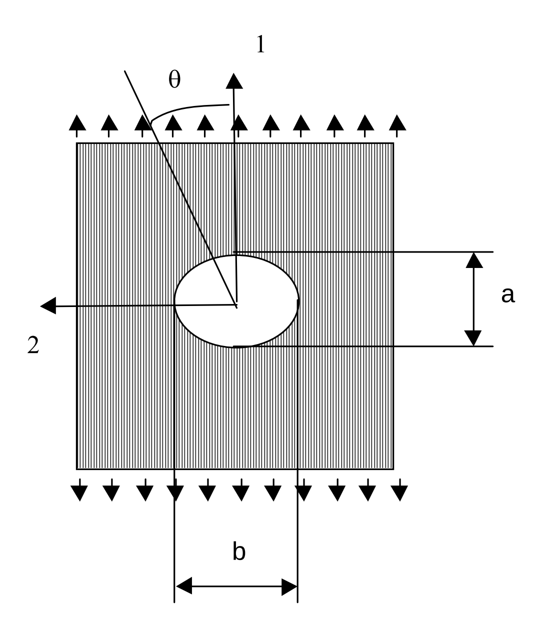


Figura 3.3.41 Lámina a 0^0 con abertura elíptica sometida a tracción σ_0

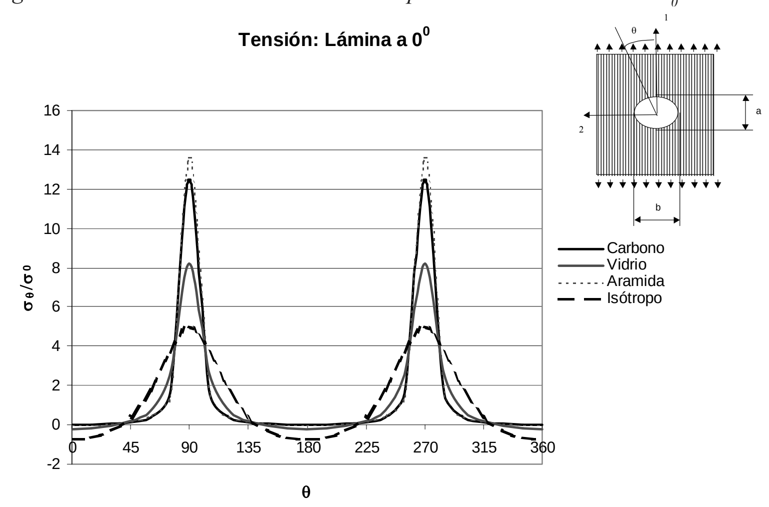


Figura 3.3.42 Distribución lineal de la tensión tangencial en el borde de la abertura para láminas a 0^0 y para un material isótropo sometidos a tracción

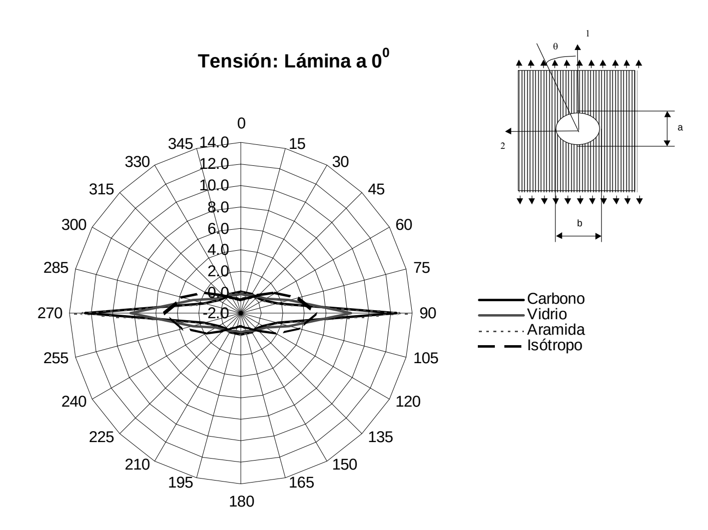


Figura 3.3.43 Distribución radial de la tensión tangencial en el borde de la abertura para láminas a 0^0 y para un material isótropo sometidos a tracción

- **Lámina a 45^0**

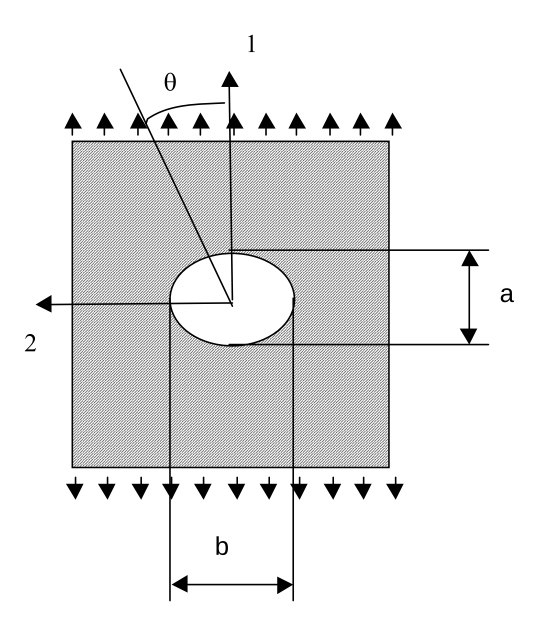


Figura 3.3.44 Lámina a 45^0 con abertura elíptica sometida a tracción σ_0

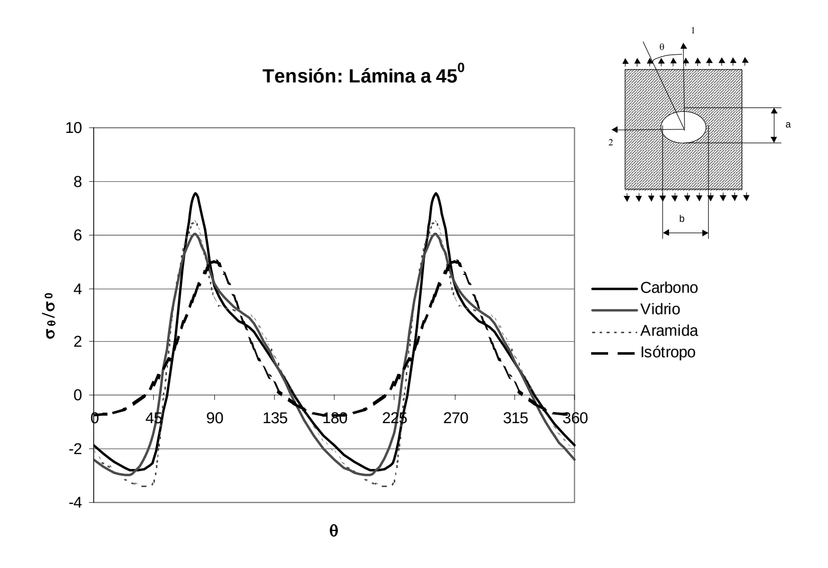


Figura 3.3.45 Distribución lineal de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 45^0 sometida a tracción

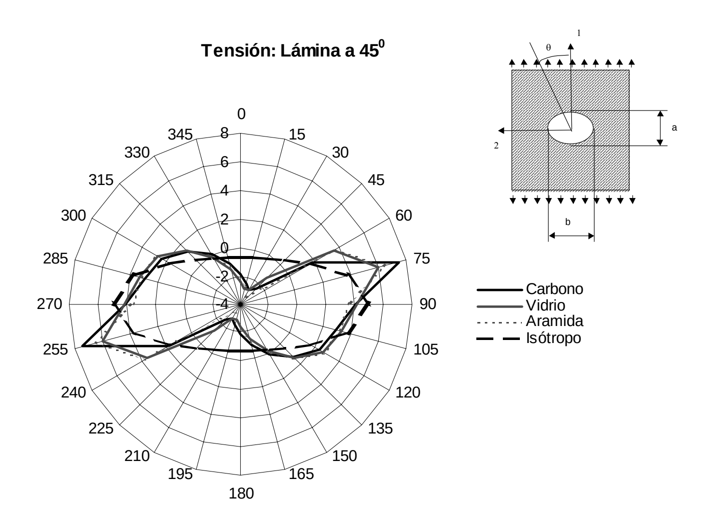


Figura 3.3.46 Distribución radial de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 45^0 sometida a tracción

- **Lámina a 90⁰**

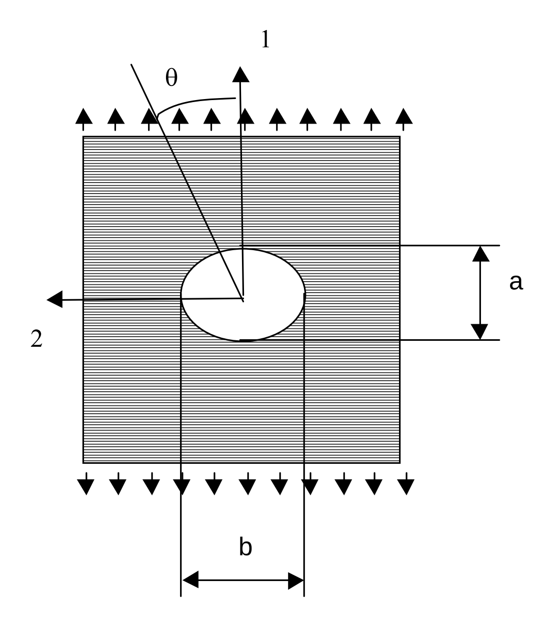


Figura 3.3.47 Lámina a 90⁰ con abertura elíptica sometida a tracción σ_0

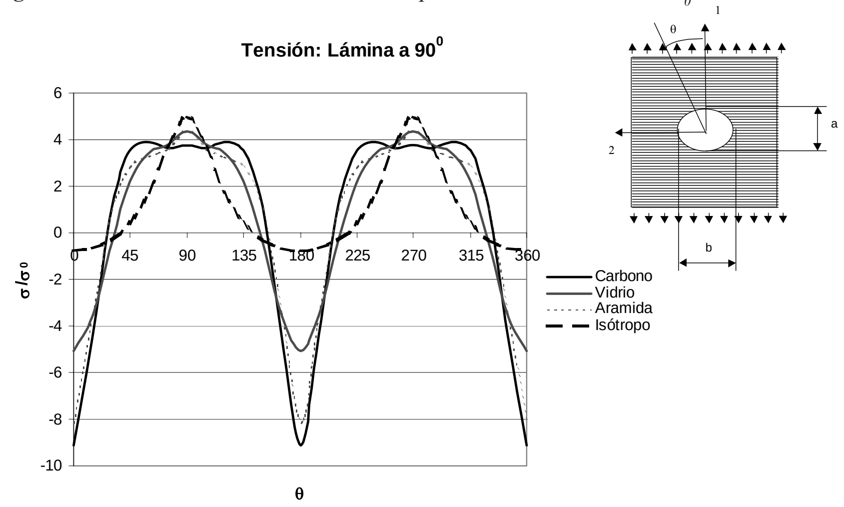


Figura 3.3.48 Distribución lineal de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 90⁰ sometida a tracción

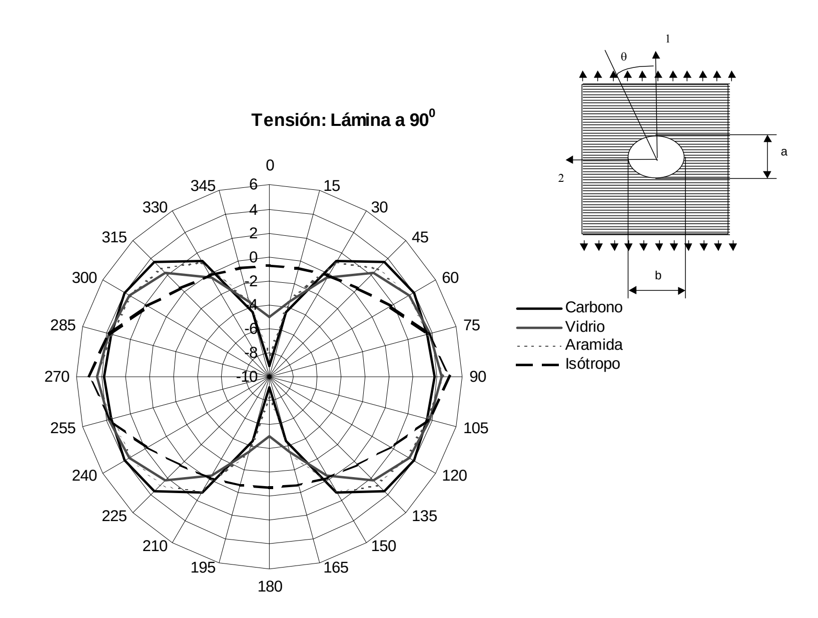


Figura 3.3.49 Distribución radial de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 90⁰ sometida a tracción

3.3.4.2 Placa plana sometida a cortadura

- **Lámina a 0⁰**

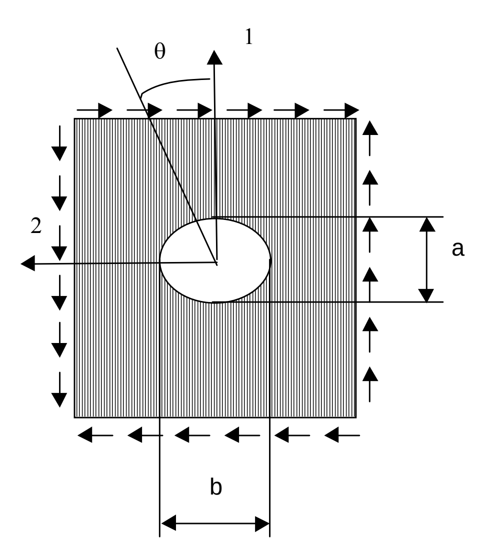


Figura 3.3.50 Lámina a 0⁰ con abertura elíptica sometida a cortadura τ_0

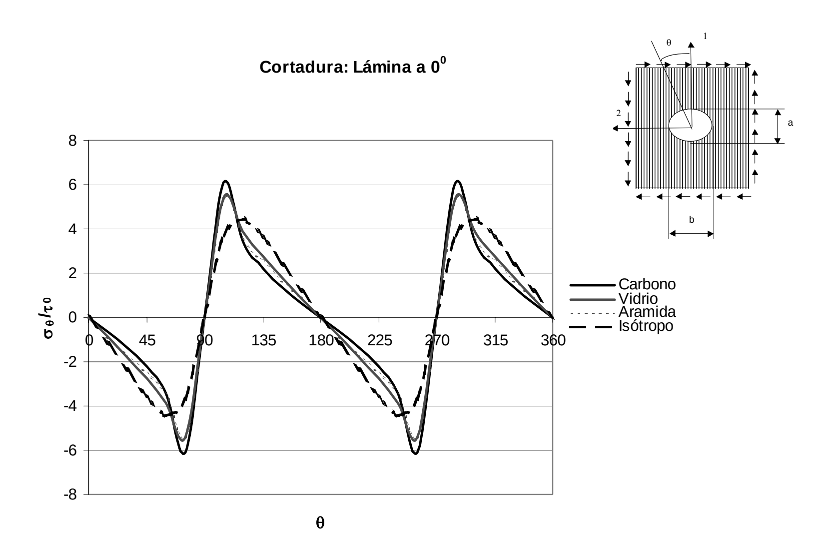


Figura 3.3.51 Distribución lineal de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 0^0 sometida a cortadura

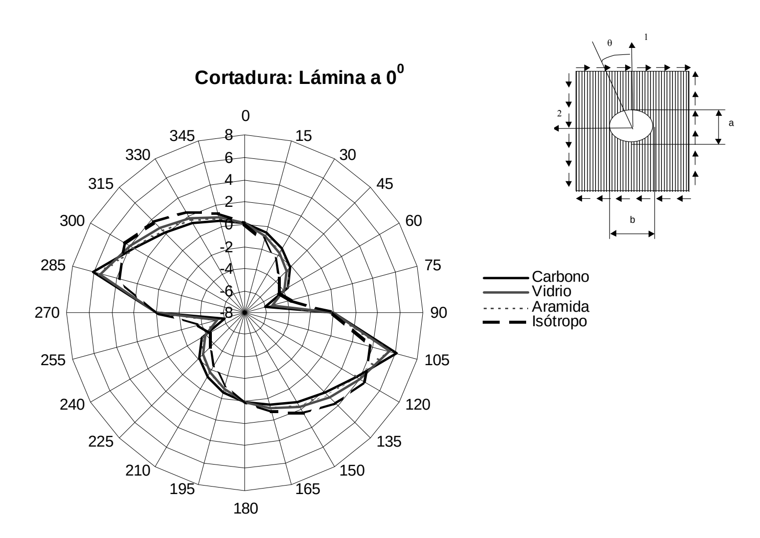


Figura 3.3.52 Distribución radial de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 0^0 sometida a cortadura

- **Lámina a 45⁰**

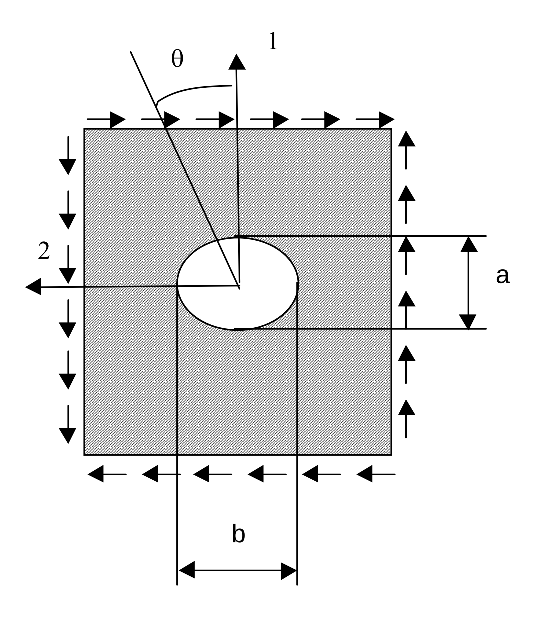


Figura 3.3.53 Lámina a 45^0 con abertura elíptica sometida a cortadura τ_0

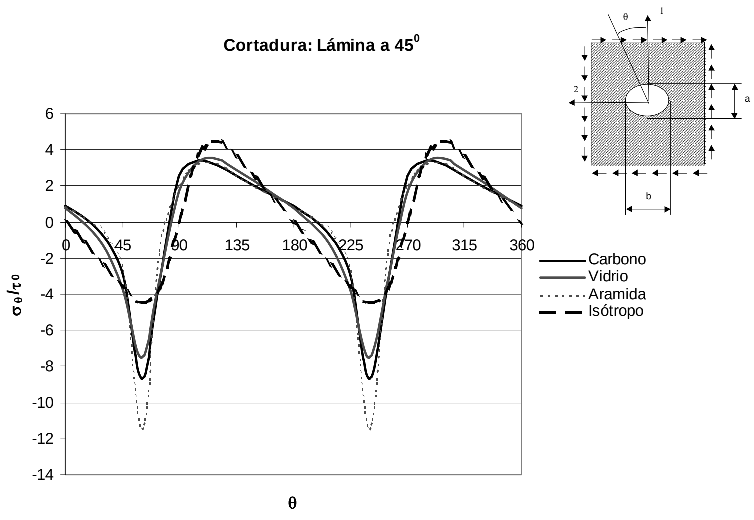


Figura 3.3.54 Distribución lineal de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 45^0 sometida a cortadura

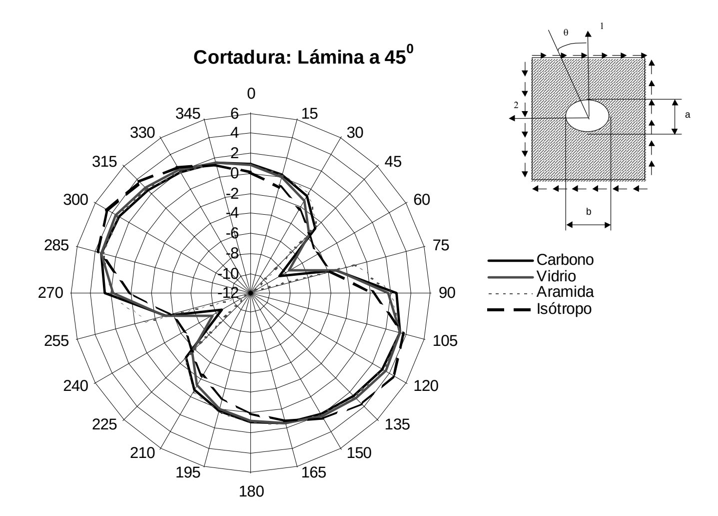


Figura 3.3.55 Distribución radial de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 45^0 sometida a cortadura

- **Lámina a 90^0**

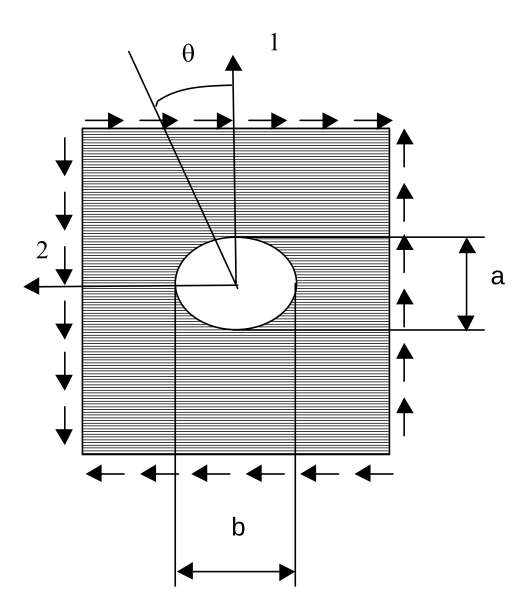


Figura 3.3.56 Lámina a 90^0 con abertura elíptica sometida a cortadura τ_0

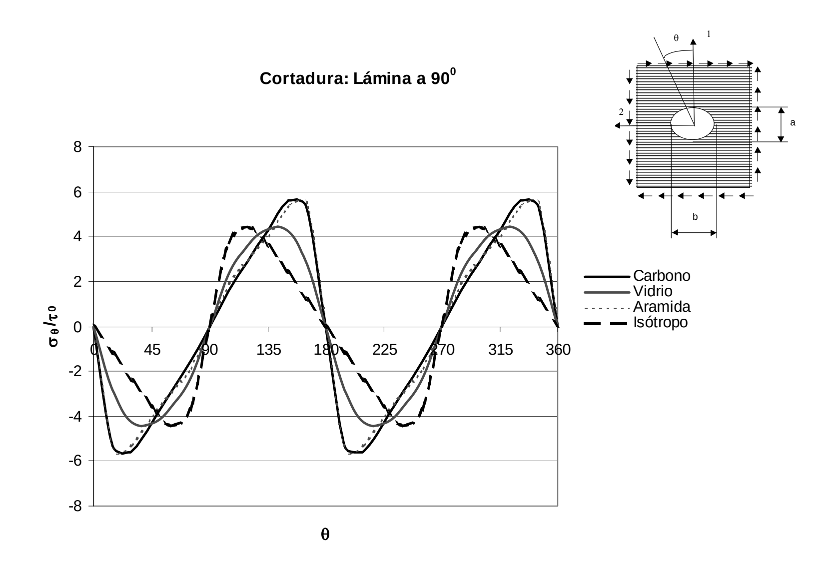


Figura 3.3.57 Distribución lineal de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 90^0 sometida a cortadura

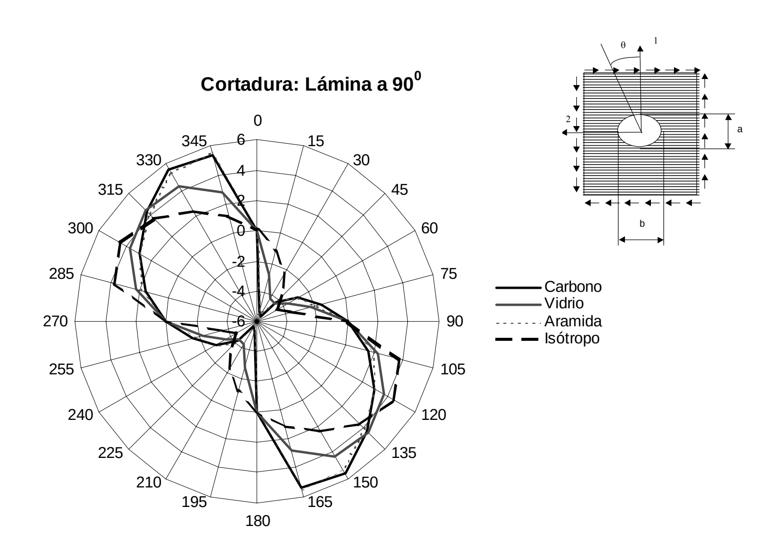


Figura 3.3.58 Distribución radial de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 90^0 sometida a cortadura

3.3.4.3 Placa plana sometida a flexión

- **Lámina a 0^0**

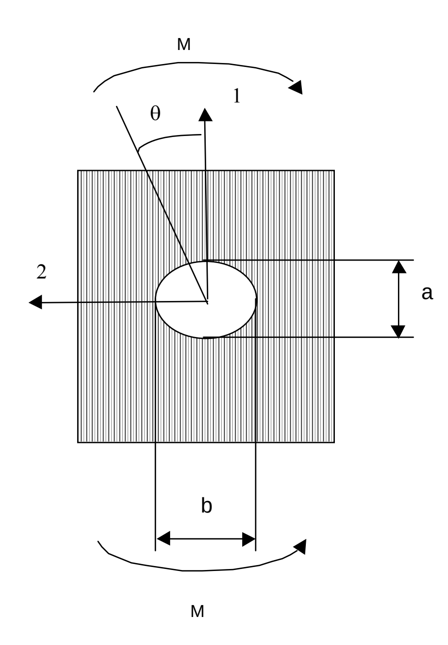


Figura 3.3.59 Lámina a 0^0 con abertura elíptica sometida a flexión

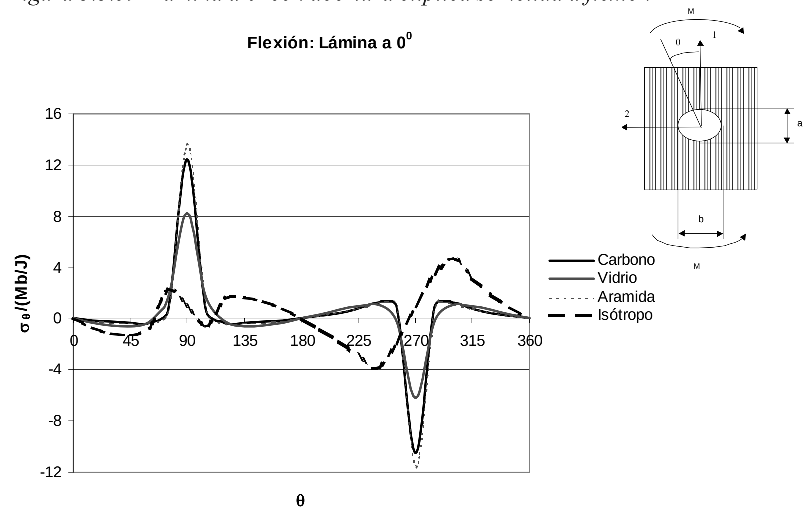


Figura 3.3.60 Distribución lineal de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 0^0 sometida a flexión

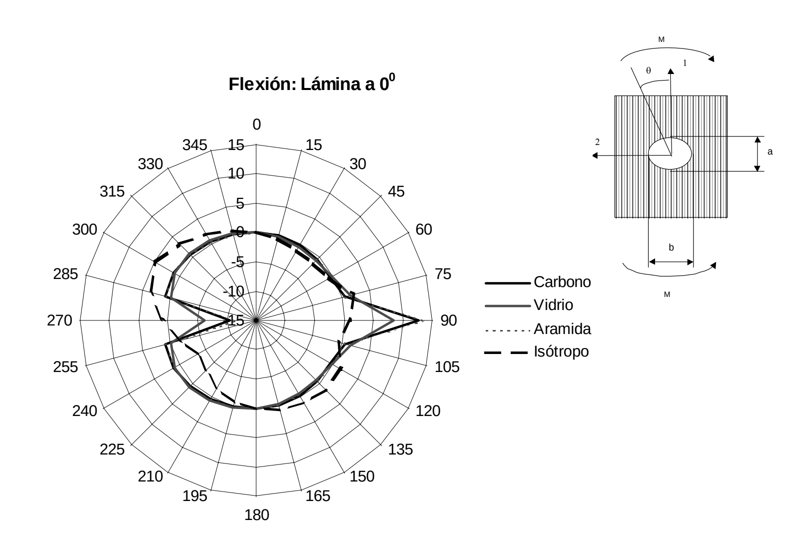


Figura 3.3.61 Distribución radial de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 0^0 sometida a flexión

- **Lámina a 45^0**

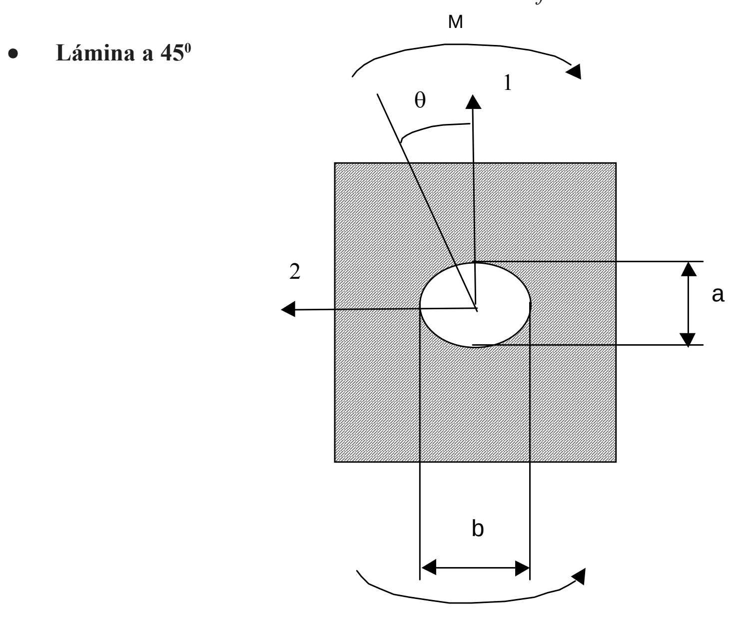


Figura 3.3.62 Lámina a 45^0 con abertura elíptica sometida a flexión

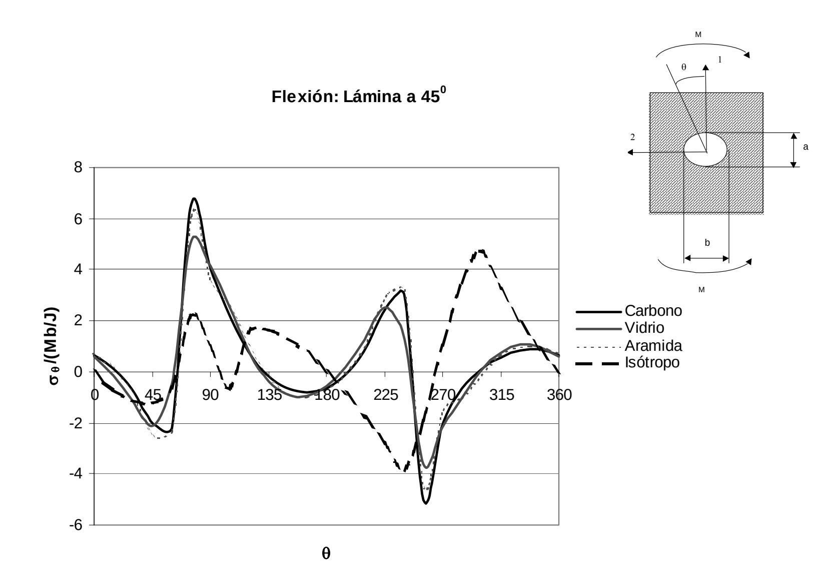


Figura 3.3.63 Distribución lineal de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 45^0 sometida a flexión

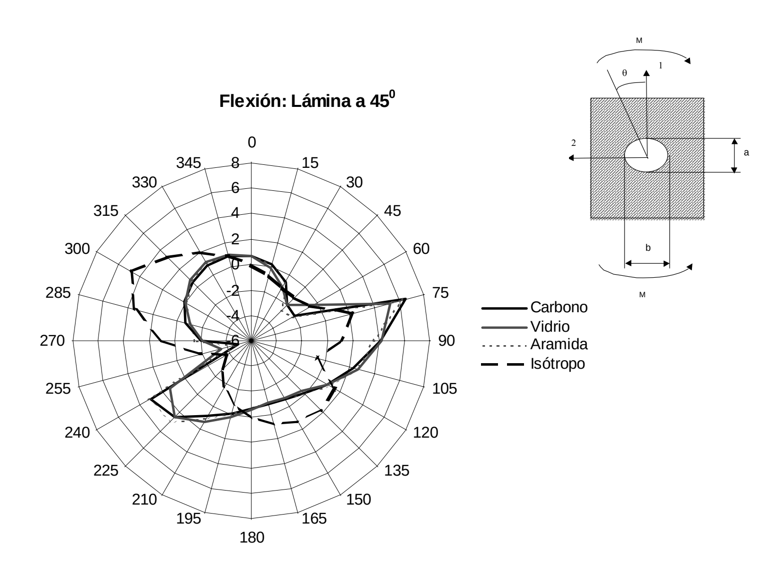


Figura 3.3.64 Distribución radial de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 45^0 sometida a flexión

- **Lámina a 90⁰**

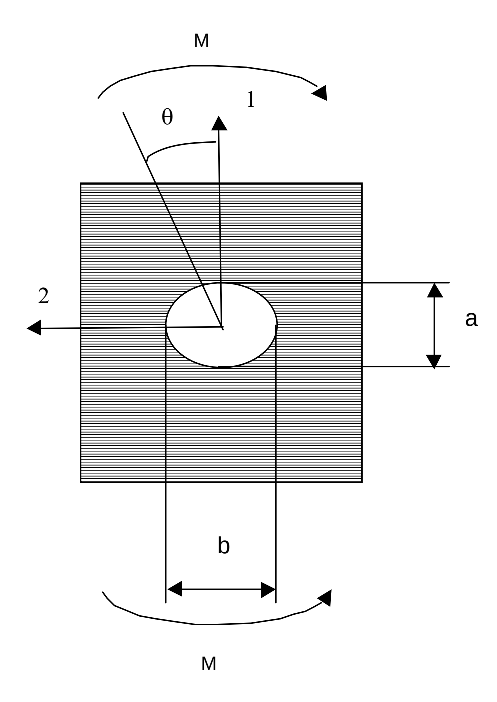


Figura 3.3.65. Lámina a 90^0 con abertura elíptica sometida a flexión

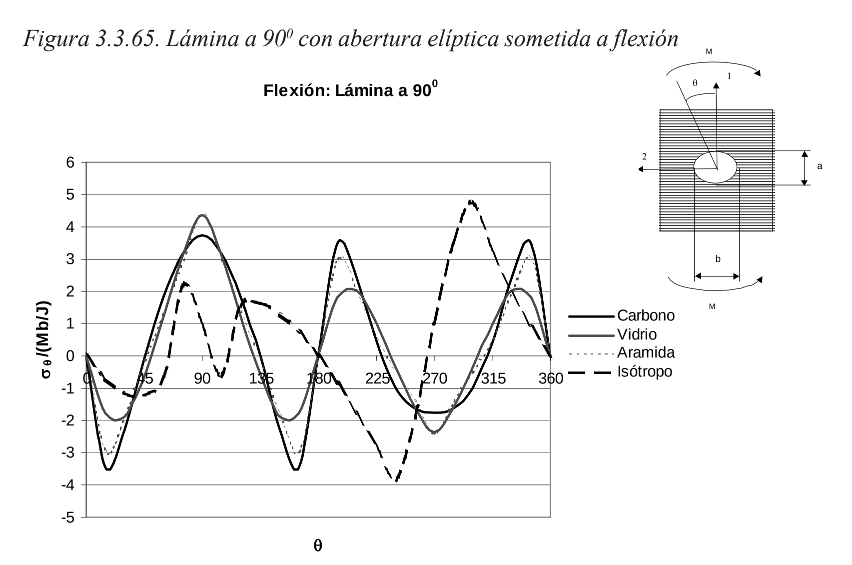


Figura 3.3.66. Distribución lineal de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 90^0 sometida a flexión

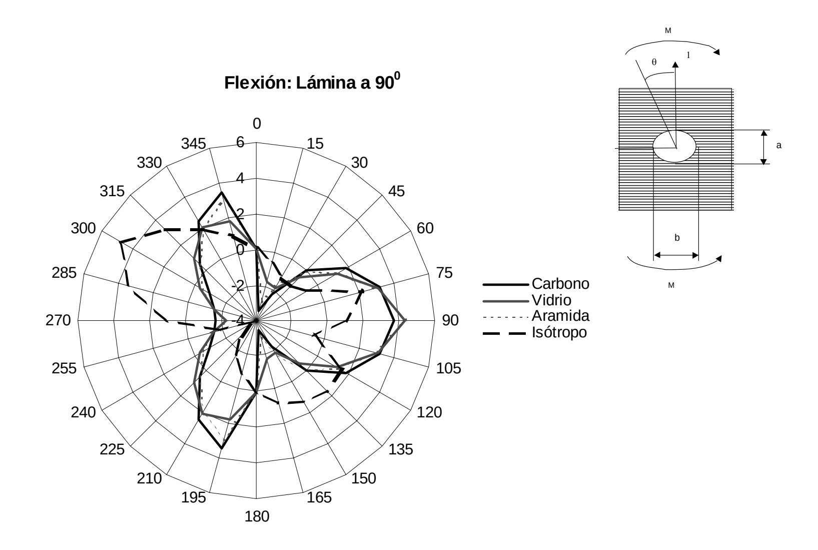


Figura 3.3.67 Distribución radial de la tensión tangencial en el borde de la abertura para una lámina a 90^0 sometida a flexión

3.3.5 Concentración de tensiones en un laminado

A continuación se procede al cálculo de un laminado de carbono-epoxi cuasi-isótropo $[0/90/\pm45]_s$ con una abertura de forma circular. El laminado se supone infinito respecto al tamaño de la abertura. El espesor del laminado es h = 2 mm, y está sometido a una carga de tracción de $\mathbf{N}_x = 10^2$ kN/m. La figura 3.3.69 muestra la distribución de tensiones en el laminado, calculada según la Teoría Clásica de Laminados.

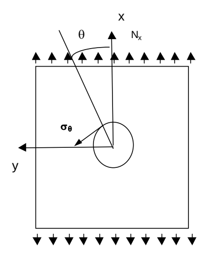


Figura 3.3.68 Laminado sometido a una carga de tracción

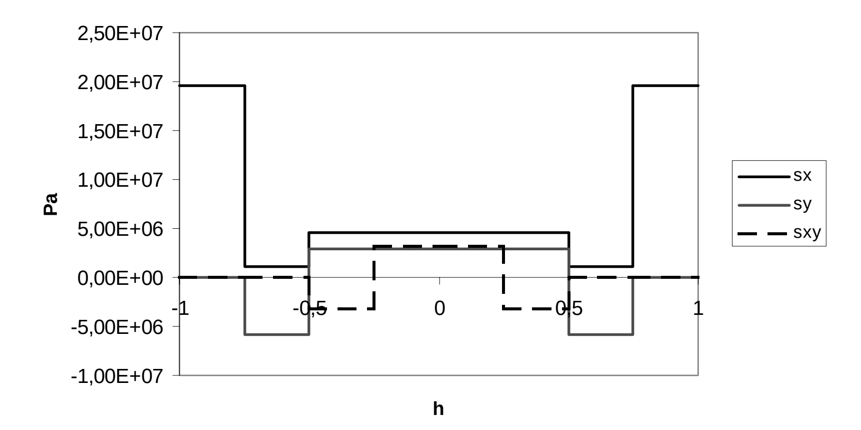


Figura 3.3.69 Tensiones en un laminado carbono-epoxi cuasi-isótropo según la Teoría Clásica de Laminados

Con objeto de ilustrar el cálculo, se desarrolla el cálculo para una de las láminas a 45º, por poseer componentes de tensión y cortadura. Los valores de la tensión en la lámina más exterior de carbono a 45º son:

Tabla 3.3.2 Tensiones en una lámina a 45º dentro de un laminado cuasi-isótropo de carbono-epoxi sometido a una carga de tracción de 10^2 kN/m.

σ_x	σ_y	τ_{xy}
4,52 MPa	2,93 MPa	3,15 MPa

Al estar dentro del rango lineal, la distribución de tensiones alrededor de la abertura circular puede suponerse como la suma de las tensiones generadas por cada una de las tensiones independientemente.

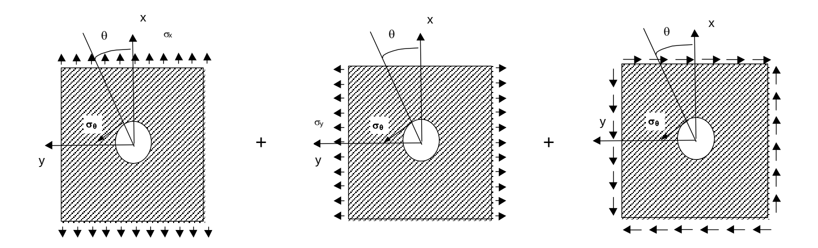


Figura 3.3.70 Suma lineal de los estados de tensiones alrededor de una abertura circular en una lámina a 45º

Ahora pueden obtenerse las distribuciones de tensiones alrededor de la abertura basándose en los resultados presentados en las secciones 3.3.2.3 y 3.3.2.4. Ha de prestarse especial cuidado al caso de la tensión σ_y. Aunque se trata también de una lámina sometida a tracción, en este caso la orientación de la lámina respecto al eje de la carga es de –45º. La distribución de tensiones en una lámina a –45º es exactamente igual a la del caso a 45º, pero reflejada especularmente. Las figuras 3.3.71 a 3.3.73 muestran cada una de las contribuciones de las tensiones s_x, s_y y t_{xy} por separado, una vez sustituidos los valores de tensiones. La figura 3.3.74 es la suma de las tres contribuciones.

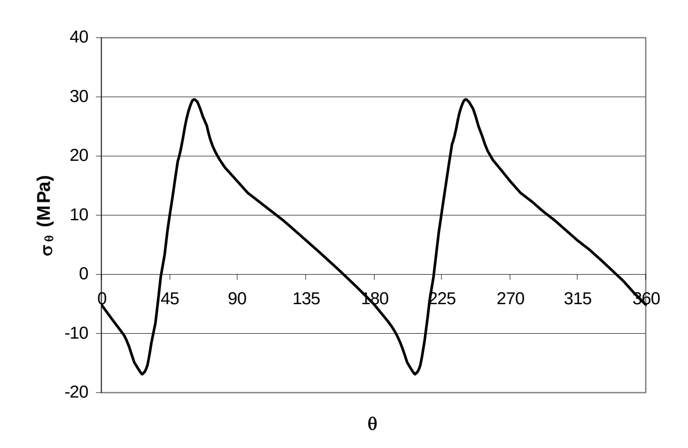


Figura 3.3.71 Contribución de σ_x a la tensión tangencial al borde de la abertura circular

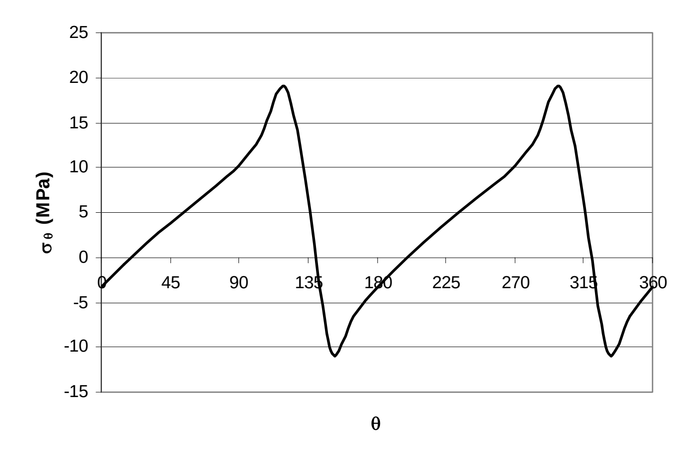


Figura 3.3.72 Contribución de σ_y a la tensión tangencial al borde de la abertura circular

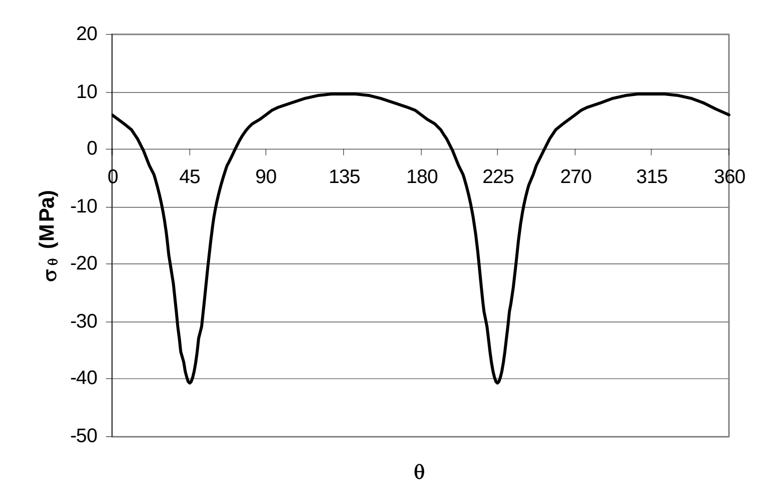


Figura 3.3.73 Contribución de τ_{xy} a la tensión tangencial al borde de la abertura circular

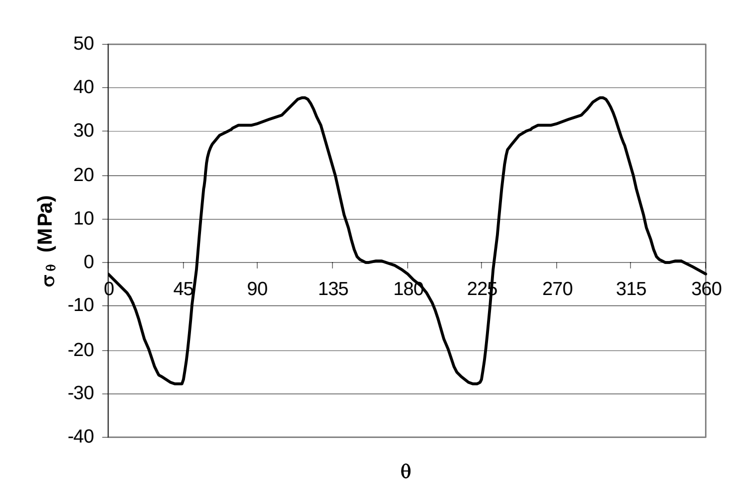


Figura 3.3.74 Tensión tangencial al borde de la abertura en una lámina a 45° en un laminado cuasi-isótropo [0/90/±45]$_s$

Referencias

1. S.G. Lekhnitskii, *"Theory of Elasticity of an Anisotropic Elastic Body"*, Holden Day Inc., San Francisco, 1963

2. S.G. Lekhnitskii, *"Anisotropic Plates"*, Gordon and Breach, traducido por S.W. Tsai y T. Cheron, 1968

3. S.V. Kulnami, B.W. Rosen, C. Zweben, "*Load Concentration Factors for Circular Holes in Composite Laminates"*, Journal of Composite Materials, Vol. 7, 1973, p. 387-393

4. C. Zweben, "*Fracture Mechanics in Composite Materials*", *"*Analysis of the Test Methods for High Modulus Fibers and Composites", STP 521, ASTM, 1973, p. 65-67

5. S.S. Wang, J.F. Mandell, F.J. McGarry, "*Three-dimensional Solution for a Through-Thickness Crack with Crack Tip Damage in a Cross-Plied Laminate*", Fracture Mechanics of Composites, STP 593, ASTM, 1975, p. 61-85

6. R.J. Nuismer y G.E. Brown, "*Progressive Failure of Notched Composite Laminates Using Finite Elements"*, Advances in Engineering Science, NASA CP-2001, 1976, P. 183-192

7. G.C. Sih, P.C. Paris, G.R. Irwin, "*On Cracks in Rectilinearly Anisotropic Bodies*", International Journal of Fracture Mechanics, Vol. 1, 1965, p. 189-203

8. H.J. Konish, J.M. Whitney, "*Approximate Stresses in an Orthotropic Plate Containing a Circular Hole*", Journal of Composite Materials, Vol. 9, 1975, p. 157-166

9. J.M. Whitney, R,J, Nuismer, "*Fracture Criteria for Laminated Composites*", Journal of Composite Materials, Vol. 8, 1974, p. 253-265

10. S.C. Tan, R.Y. Kim, "*Strain and Stress Concentrations in Composite Laminates Containing a Hole*", Journal of Experimental Mechanics, 1990, p. 345-351

11. S.C. Tan, "*Finite-Width Correction Factors for Anisotropic Plate Containing a Central Opening*", Journal of Composite Materials, Vol. 22, 1988, p. 1080-1097

12. R.E. Rowlands, I.M. Daniels, J.B. Whiteside, "*Stress and Failure Analysis of a Glass-Epoxy Composite Plate with a Circular Hole*", Journal of Experimental Mechanics, 1973, p. 31-37

13. Gaggar, S., Broutman, "*The Development of a Damage Zone at the Tip of a Crack in a Glass Fiber Reinforced Polyester Resin*", Int. J. of Fract., Vol. 10, 1974, p. 606-608.

14. Gaggar, S., Broutman, "*Effect of Crack Tip Damage on Fracture of Random Fiber Composite*s", Mat. Sci. and Engr., Vol. 21, 1975, p. 177-183.

15. Gaggar, S., Broutman, "*Crack Growth Resistance of Random Fiber Composute*s", J. Compos. Mater., Vol. 9, 1975, p. 216-227.

16. Gaggar, S., Broutman, "*Fracture Toughness of Random Glass Fiber Epoxy Composites: an Experimental Investigation*", Flaw Growth and Fracture.,ASTM STP 631, 1977, p. 310-330.

17. Alblas, J.B., *"Theorie van de diredimensionale Spanningstoestand in een Doorboorde plaat"*, Ph. D. Tesis, H.J. París-Amsterdam, 1957.

18. Bar-Yoseph, P., Avrashi, J., "*Interlaminar Stress Analysis for Laminated Plates Containing a Curvilinear Hole*", Computers and Structures, Vol. 21, p. 917-932.

19. Benzley, S.E., "*Representation of Singularities with Isoparametric Finite Element*", Int. J. for Numerical Methods in Engineering, Vol. 8, 1974, p. 537-545.

20. Dalale, F., "*Stress Analysis of Multilayered Plates around Circular Holes*", Int. J. of Eng. Sci., Vol. 22, 1984, p. 57-75.

21. Owen, J., Rose, R.G., "*The Fracture Toughness and Crack Propagation Properties of Polyester Resin Casts and Laminates*", J. of Physics D: Appl. Physics, Vol. 6, 1973, p. 42-53.

22. Owen, M.J., Bishop , P.T., "*Crack Growth Relationships for Glass Reinforced Plastics and their Application to Design*", J. of Physics D: Appl. Physics, Vol. 7, 1974, p. 1214-1224.

23. Hertzberg, R.W., "*Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*", Wiley & Sons, 1989.

24. Schwartz, M.M., *"Composite Materials Handbook"*, McGraw-Hill, 1984.

25. Nisitani, H., "*Tension of a Strip with Symmetric Edge Cracks or Elliptical Notches*", Trans. Japan Soc. Mech. Engrs., Vol. 49, 1975, p. 2518-2526.

26. Isida, M., "*Analysis of Stress Intensity Factors for the Tension of a Centrally Cracked Strip with Stiffned Edges*", Engr. Fract. Mech., Vol. 5, 1973, p. 647-665.

27. Federsen, C.E., "*Discussion to Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials*", ASTM STP 410, 1966, p. 77.

28. Tada, H. "*A Note on the Finite Width Corrections to the Stress Intensity Factor*", Engr. Fract. Mech., Vol. 3, 1966, p. 674-675.

29. Isida, M., "*Stress Intensity Factors for the Tension of an Eccentrically Cracked Strip*" , J. of Appl. Mech., Vol. 33, 1966, p. 674-675.

30. Mandell, J.F., McGarry, F.J., Wang, S.S., Im, J., "*Stress Intensity Factors for Anisotropic Fracture Test Specimens of Several Geometries*", J. of Comp. Mater., Vol 8, 1974, p. 106-116.

31. Irwin, G.R., "*Fracture Mechanics Applied to Adhesive Systems*", Treatise on Adhesives and Adhesion, Patrick R.L. (Ed.), Marcel Dekker, New York, 1966, p. 244.

32. Wu, E.M., "*Application of Fracture Mechanics to Anisotropic Plates*", J. of Appl. Mech., Vol 34, 1967, p. 967-974.

33. De Jong, T., "*Stress Around Rectangular Holes in Orthotropic Plates*", J. of Comp. Mater., Vol. 15, p. 311.

34. Folias, E.S, "*On the Interlaminar Stress of a Composite Plate Around the Neighborhood of a Hole*", Int. J. of Solids and Strucutres, Vol. 25, p. 1193-1200.

35. Hoff, N.J., "*Stress Concentrations in Cylindrically Orthotropic Composite Plates with a Circular Hole*", J. of Appl. Mech., Vol. 48, p. 563.

36. Raju, I.S., Crews, J.H., "*Three-dimensional Analysis of [0/90] and [90/0] Laminates with Central Circular Hole*", Composite Technology Review, Vol. 4, p. 116-124.

37. Tang, S. "*Interlaminar Stress around Circular Cutouts in Composite Plates under Tension*", AIAA Journal, Vol. 15, p. 1631-1637.

38. Tong, P., Pian, T.H.H., "*On the Convergence of the Finite Element Method for Problem with Singularity*", Int. J. of Solids and Structures, Vol. 9, p. 313-321.

39. Soutis, C; Filiou, C; Pateau, V "*Strength prediction of fiber reinforced plastics with a hole under compression-tension*" AIAA Journal v 38 no1 Jan 2000 p.110-14.

40. Mahiou, H; Beakou, A; Young, R. J "*Investigation into stress transfer characteristics in alumina-fibre/epoxy model composites through the use of fluorescence spectroscopy*" Journal of Materials Science v 34 no24 Dec 15 1999 p.6069-80.

41. Arola, D; Ramulu, M "*An examination of the effects from surface texture on the strength of fiber reinforced plastics*" Journal of Composite Materials v 33 no2 1999 p.102-23.

42. Lee, S; Nguyen, T; Chin, J "*Analysis of the single-fiber fragmentation test*" Journal of Materials Science v 33 no21 Nov 1 1998 p.5221-8.

43. Malek, Amir M; Saadatmanesh, Hamid; Ehsani, Mohammad R "*Prediction of failure load of R/C beams strengthened with FRP plate due to stress concentration at the plate end*" ACI Structural Journal v 95 no2 Mar/Apr 1998 p.142-52.

44. Sushchenko, S. A "*Photoelastic analysis of stress concentrations in a two-dimensional model of hard inclusions in a metal matrix*" Tribology Transactions v 40 Apr 1997 p.386-90.

45. Chow, T. S "*Nonlinear stress-strain behavior of glassy polymers*" Polymer Engineering and Science v 36 Dec 1996 p.2939-44.

46. Beyerlein, Irene J; Phoenix, S. Leigh "*Stress concentrations around multiple fiber breaks in an elastic matrix with local yielding or debonding using quadratic influence superposition*" Journal of the Mechanics and Physics of Solids v 44 Dec 1996 p.1997-2039.

47. Shindo, Y; Ueda, S "*Mechanical behaviour of cracked woven glass/epoxy laminates under tension at low temperatures*" Cryogenics v 35 no11 1995 p.709-12.

48. Gao, Y. C; Lelievre, J "*A theoretical analysis of the strength of composite gels with rigid filler particles*" Polymer Engineering and Science v 34 Sept 1994 p.1369-76.

49. Fujii, Y; Murakami, A; Kato, K "*Study of the stress corrosion cracking of GFRP: effect of the toughness of the matrix resin on the fatigue damage and stress corrosion cracking of GFRP*" Journal of Materials Science v 29 Aug 15 1994 p.4279-85.

50. Cherkaoui, M; Sabar, H; Berveiller, M "*Micromechanical approach of the coated inclusion problem and applications to composite materials*" Journal of Engineering Materials and Technology v 116 July 1994 p.274-8.

51. Ho, H; Tsai, M. Y; Morton, J "*In-plane shear testing of graphite-woven fabric composites*" Experimental Mechanics v 34 Mar 1994 p.45-52.

52. Kim, Jang Kyo; Lu, Sehvoom; Mai, Yiu Wing "*Interfacial debonding and fibre pull-out stresses; influence of interface layer on the stress transfer"* Journal of Materials Science v 29 Jan 15 1994 p.554-61.

53. Grubb, D. T; Li, Zong Fu "*Single-fibre polymer composites; residual stresses and their effects in high-modulus polyethylene fibre composites*" Journal of Materials Science v 29 Jan 1 1994 p.203-12.

54. Vratsanos, Lori Anderson; Farris, Richard J "*A predictive model for the mechanical behavior of particulate composites; model derivation*" Polymer Engineering and Science v 33 Nov 1993 p.1458-65.

55. Hong Bing Wang; Shan Jun Li; Tong Yin Yu "*Interfacial stress concentration and the effect of residual microstress on tensile fracture in filled epoxy resins*" Polymer Engineering and Science v 33 Aug 1993 p.1027-32.

56. Nassehi, V; Kinsella, M; Mascia, L "*Finite element modelling of the stress distribution in polymer composites with coated fibre interlayers*" Journal of Composite Materials v 27 no2 1993 p.195-214.

57. Lee, Myung Cheon; Peppas, Nikolaos A "*Models of moisture transport and moisture-induced stresses in epoxy composites"* Journal of Composite Materials v 27 no12 1993 p.1146-71.

58. Zhang, D; Sandor, B. I "*Thermographic analysis of stress concentrations in a composite*" Experimental Mechanics v 29 June 1989 p.121-5.

59. Swanson, S. R; Christoforou, A. P; Colvin, G. E., Jr "*Biaxial testing of fiber composites using tubular specimens*" Experimental Mechanics v 28 Sept 1988 p.238-43.

60. Knight, Norman F., Jr; Starnes, James H., Jr "*Postbuckling behavior of selected curved stiffened graphite-epoxy panels loaded in axial compression*" AIAA Journal v 26 Mar 1988 p.344-52.

61. Itou, S "*Stresses around two rigid cylindrical inclusions in an infinite elastic body under tension*" Journal of Applied Mechanics v 53 Sept 1986 p.721-3.

62. Pih, H; Bi, Q; Chen, Y. Y "*Dynamic stress-concentration effects on stress waves in composite models with different fiber-end geometries*" Experimental Mechanics v 25 Sept 1985 p.214-25.

63. Leach, J; Soden, P. D. W; Kitching, R "*Strain distributions in hemispherical GRP vessels with radial branch connections subject to internal pressure and radial load*" Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part E, Journal of Process Mechanical Engineering v 208 noE1 1994 p.45-58.

64. Vratsanos, Lori Anderson; Farris, Richard J "*A predictive model for the mechanical behavior of particulate composites; comparison of model predictions to literature data*" Polymer Engineering and Science v 33 Nov 1993 p.1466-74.

65. Soutis, C; Filiou, C; Pateau, V "*Strength prediction of fiber reinforced plastics with a hole under compression-tension*" AIAA Journal v 38 no1 Jan 2000 p.110-14.

66. Mahiou, H; Beakou, A; Young, R. J "*Investigation into stress transfer characteristics in alumina-fibre/epoxy model composites through the use of fluorescence spectroscopy*" Journal of Materials Science v 34 no24 Dec 15 1999 p.6069-80.

67. Arola, D; Ramulu, M "*An examination of the effects from surface texture on the strength of fiber reinforced plastics*" Journal of Composite Materials v 33 no2 1999 p.102-23.

68. Lee, S; Nguyen, T; Chin, J "*Analysis of the single-fiber fragmentation test*" Journal of Materials Science v 33 no21 Nov 1 1998 p.5221-8.

69. Malek, Amir M; Saadatmanesh, Hamid; Ehsani, Mohammad R "*Prediction of failure load of R/C beams strengthened with FRP plate due to stress concentration at the plate en*d" ACI Structural Journal v 95 no2 Mar/Apr 1998 p.142-52.

70. Sushchenko, S. A "*Photoelastic analysis of stress concentrations in a two-dimensional model of hard inclusions in a metal matrix*" Tribology Transactions v 40 Apr 1997 p.386-90.

71. Chow, T. S "*Nonlinear stress-strain behavior of glassy polymers*" Polymer Engineering and Science v 36 Dec 1996 p.2939-44.

72.Beyerlein, Irene J; Phoenix, S. Leigh "*Stress concentrations around multiple fiber breaks in an elastic matrix with local yielding or debonding using quadratic influence superpositio*n" Journal of the Mechanics and Physics of Solids v 44 Dec 1996 p.1997-2039.

73. Shindo, Y; Ueda, S "*Mechanical behaviour of cracked woven glass/epoxy laminates under tension at low temperatures*"Cryogenics v 35 no11 1995 p.709-12.

74. Gao, Y. C; Lelievre, J "*A theoretical analysis of the strength of composite gels with rigid filler particles*" Polymer Engineering and Science v 34 Sept 1994 p.1369-76.

75. Fujii, Y; Murakami, A; Kato, K "*Study of the stress corrosion cracking of GFRP: effect of the toughness of the matrix resin on the fatigue damage and stress corrosion cracking of GFRP*" Journal of Materials Science v 29 Aug 15 1994 p.4279-85.

76. Cherkaoui, M; Sabar, H; Berveiller, M "*Micromechanical approach of the coated inclusion problem and applications to composite materials*" Journal of Engineering Materials and Technology v 116 July 1994 p.274-8.

77. Ho, H; Tsai, M. Y; Morton, J "*In-plane shear testing of graphite-woven fabric composites*" Experimental Mechanics v 34 Mar 1994 p.45-52.

78. Kim, Jang Kyo; Lu, Sehvoom; Mai, Yiu Wing "*Interfacial debonding and fibre pull-out stresses; influence of interface layer on the stress transfer*" Journal of Materials Science v 29 Jan 15 1994 p.554-61.

79. Grubb, D. T; Li, Zong Fu "*Single-fibre polymer composites; residual stresses and their effects in high-modulus polyethylene fibre composites*" Journal of Materials Science v 29 Jan 1 1994 p.203-12.

80. Vratsanos, Lori Anderson; Farris, Richard J "*A predictive model for the mechanical behavior of particulate composites; model derivation*" Polymer Engineering and Science v 33 Nov 1993 p.1458-65.

81. Hong Bing Wang; Shan Jun Li; Tong Yin Yu "*Interfacial stress concentration and the effect of residual microstress on tensile fracture in filled epoxy resins*" Polymer Engineering and Science v 33 Aug 1993 p.1027-32.

82. Nassehi, V; Kinsella, M; Mascia, L "*Finite element modelling of the stress distribution in polymer composites with coated fibre interlayers*" Journal of Composite Materials v 27 no2 1993 p.195-214.

83. Lee, Myung Cheon; Peppas, Nikolaos A "*Models of moisture transport and moisture-induced stresses in epoxy composites*" Journal of Composite Materials v 27 no12 1993 p.1146-71.

84. Zhang, D; Sandor, B. I "*Thermographic analysis of stress concentrations in a composite*" Experimental Mechanics v 29 June 1989 p.121-5.

85. Swanson, S. R; Christoforou, A. P; Colvin, G. E., Jr "*Biaxial testing of fiber composites using tubular specimens*" Experimental Mechanics v 28 Sept 1988 p.238-43.

86. Knight, Norman F., Jr; Starnes, James H., Jr "*Postbuckling behavior of selected curved stiffened graphite-epoxy panels loaded in axial compression*" AIAA Journal v 26 Mar 1988 p.344-52.

87. Itou, S "*Stresses around two rigid cylindrical inclusions in an infinite elastic body under tension*" Journal of Applied Mechanics v 53 Sept 1986 p.721-3.

88. Pih, H; Bi, Q; Chen, Y. Y "*Dynamic stress-concentration effects on stress waves in composite models with different fiber-end geometries*" Experimental Mechanics v 25 Sept 1985 p.214-25.

89. Leach, J; Soden, P. D. W; Kitching, R "*Strain distributions in hemispherical GRP vessels with radial branch connections subject to internal pressure and radial load*" Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part E, Journal of Process Mechanical Engineering v 208 noE1 1994 p.45-58.

90. Vratsanos, Lori Anderson; Farris, Richard J "*A predictive model for the mechanical behavior of particulate composites; comparison of model predictions to literature data*"Polymer Engineering and Science v 33 Nov 1993 p.1466-74.

91. A. Miravete, R. Y. Kim (1990) *“Mechanical Behavior of Variable Thickness Composite Beams”* Advanced Materials: The Challenge for the Next Decade, Vol. 2, edited by SAMPE, Society for the Advancement of Materials and Process Engineering, Anaheim, California, USA, pages 1647-1656.

92. A. Miravete (1990) *“Strain and Stress Analysis in Tapered Laminated Composite Structures”* Journal of Composite Structures, Vol.16, 1990, edited by Elsevier Science Publishers Ltd., Barking, United Kingdom, pages 65-84.

93. S. Baselga, A. Miravete, G. Piedrafita (1990), *“Numerical Modeling of Variable Thickness Composite Materials”* Anales de Ingenieria Mecanica, Year 8, No. 3, edited by Editorial Gorfisa, Zaragoza, pages 297-299.

94. A. Miravete (1990) *“Strain and Stress Analysis in Tapered Laminated Composite Structures” included in the book”* Optimum Design of Composite Structures”, edited by Elsevier Science Publishers Ltd., Barking, United Kingdom, pages 20.

95. A. Miravete, R.Y. Kim, G. Piedrafita, S. Baselga (1990) *“Through Thickness Stress Distribution in Tapered Composite Beams”* Proceedings of 4th European Conference of Composite Materials, edited by Elsevier Science Publishers, Ltd., Barking, United Kingdom, pages 871-876.

3.4 EFECTO BORDE LIBRE

3.4.1 Introducción

En laminados multidireccionales que presentan aristas libres puede aparecer el efecto de borde libre, consistente en la presencia de importantes tensiones interlaminares que pueden llegar a provocar delaminación. La aparición del fenómeno de borde libre no requiere la presencia de cargas fuera del plano, sino que se produce simplemente bajo un estado de carga (tracción o compresión) uniaxial.

Consideremos el laminado multidireccional de la figura 3.4.1 sometido únicamente a una carga de tracción en la dirección x. Como veremos a continuación, si se realiza el estudio de dicho laminado según la teoría clásica de placas laminadas, es decir, considerando únicamente σ_1, σ_2 y σ_{12} en cada lámina, se comprueba que es imposible el mantener la compatibilidad cinemática entre láminas, ya que sería necesaria la presencia de tensiones σ_z y σ_{yz} a lo largo de los bordes libres del laminado. A lo largo de estos bordes libres, y con una extensión aproximada en la dirección y igual al espesor del laminado, se desarrolla un estado tensional totalmente tridimensional que asegura la compatibilidad cinemática entre láminas. Estas tensiones interlaminares en las zonas cercanas al borde libre alcanzan valores muy elevados (incluso con carácter singular [1]) que pueden originar delaminación y afectar así a la integridad del laminado.

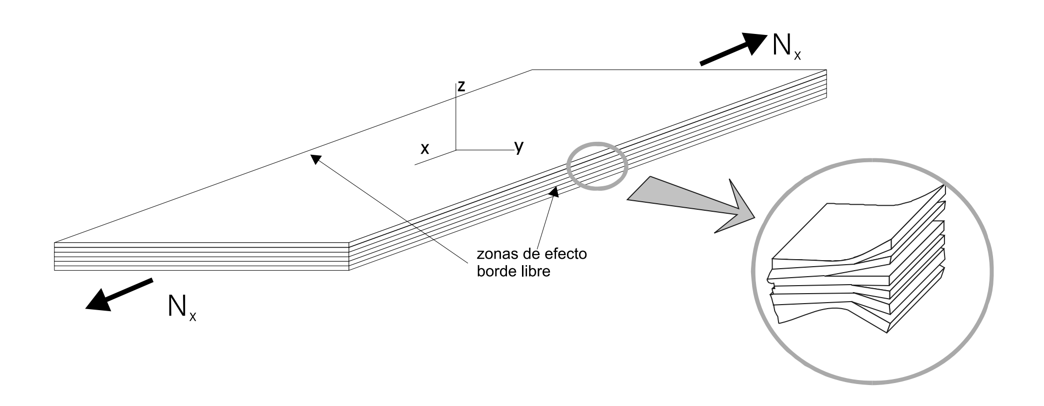


Figura 3.4.1 Situación de borde libre en laminado multidireccional

Para explicar de forma gráfica el fenómeno de borde libre, consideremos la situación mostrada en la figura 3.4.2 en la que un laminado [0/90/90/0] es sometido a una deformación uniaxial en *x*. Si en lugar de un laminado tuviésemos láminas independientes, y debido a la diferencía del módulo de Poisson ν_{xy} entre láminas, las láminas a 90º se deformarían en *y* menos que las láminas a 0º; sin embargo, a través del espesor del láminado debe mantenerse la continuidad de desplazamientos y por tanto de deformaciones por lo que la deformación real se sitúa entre los dos valores extremos. A consecuencia de ello, las laminas a 0º quieren aumentar su deformación en *y* y las láminas a 90º reducirla, lo que genera un par en el borde libre del laminado que favorece la aparición de delaminación en esa zona.

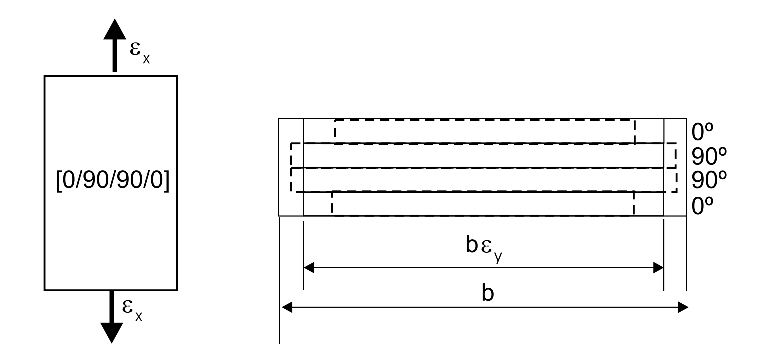


Figura 3.4.2 Situación de borde libre en un laminado [0/90/90/0]

3.4.2 Análisis del efecto de borde libre

3.4.2.1 Teoría clásica de placas laminadas

Consideremos un apilamiento [+θ,-θ,-θ,+θ] de laminas ortótropas de espesor h_0 como el que se muestra en la figura. Debido a la simetría no existe acoplamiento entre tracción y flexión, y un axil N_x solamente producirá tracción en *x* y contracción en *y* y *z*, pero no flexión.

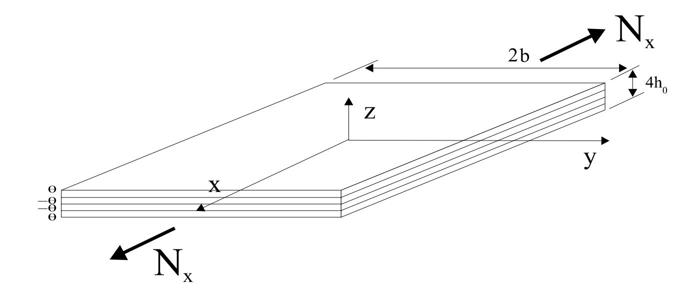


Figura 3.4.3 Laminado [[+θ,-θ,-θ,+θ] sometido a extensión uniforme

Utilizando la teoría clásica de placas laminadas, tenemos la siguiente relación entre esfuerzos y deformaciones:

$$\begin{bmatrix} N_x \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & 0 \\ A_{12} & A_{22} & 0 \\ 0 & 0 & A_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 3.4.1)}$$

La matriz [A] es la matriz de rigidez en tensión plana, calculada como

$$A_{ij} = \sum_{K=1}^{N} \left(\overline{Q}_{ij}\right)_k \left(z_k - z_{k-1}\right) \qquad \text{(Ec. 3.4.2)}$$

donde los coeficientes $\left(\overline{Q}_{ij}\right)_k$ son los que ligan las tensiones en cada lamina a las deformaciones del punto medio del laminado según:

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix}_k = \begin{bmatrix} \overline{Q}_{11} & \overline{Q}_{12} & \overline{Q}_{16} \\ \overline{Q}_{12} & \overline{Q}_{22} & \overline{Q}_{26} \\ \overline{Q}_{16} & \overline{Q}_{26} & \overline{Q}_{66} \end{bmatrix}_k \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 3.4.3)}$$

A partir de la ecuación 3.4.1 es posible obtener las deformaciones del laminado como:

$$\varepsilon_x^0 = \frac{A_{22} N_x}{A_{11} A_{22} - A_{12}^2} \qquad \varepsilon_y^0 = \frac{-A_{12} N_x}{A_{11} A_{22} - A_{12}^2} \qquad \gamma_{xy}^0 = 0 \qquad \text{(Ec. 3.4.4)}$$

Por tanto, no existe deformación γ_{xy}^0 en el laminado; pero sin embargo, sí que existen deformaciones de cortadura en los ejes principales del material de cada lámina, tal y como se muestra al utilizar la correspondiente matriz de cambio de coordenadas:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{bmatrix}_k = \frac{A_{22} N_x}{A_{11} A_{22} - A_{12}^2} \cdot \begin{bmatrix} (\cos\theta)^2 - \dfrac{A_{12}}{A_{22}} (\operatorname{sen}\theta)^2 \\ (\cos\theta)^2 - \dfrac{A_{12}}{A_{22}} (\operatorname{sen}\theta)^2 \\ -2\cos\theta \cdot \operatorname{sen}\theta \left(1 + \left(\dfrac{A_{12}}{A_{22}} \right) \right) \end{bmatrix}_k$$

A partir de estas deformaciones es posible calcular las correspondientes tensiones, con lo que se obtendría una tensión de cortadura τ_{xy}^0 que no sería nula. Sin embargo, esto no es físicamente posible en las zonas de borde libre (y=+b/2, y=-b/2 en fig. 3.4.2) donde la tensión de cortadura τ_{xy}^0 debe ser nula. Por tanto, se demuestra que la teoría clásica de placas laminadas no es valida para analizar lo que ocurre en las zona de borde libre, siendo necesaria la formulación elástica del problema en tres dimensiones.

3.4.2.2 Formulación elástica tridimensional del problema de borde libre

Se expone a continuación el planteamiento del problema de borde libre mostrado en el punto anterior según la aproximación tridimesional originaria de Pipes y Pagano [1,2,4].

Las relaciones tensión deformación para cada una de las láminas en las direcciones principales del material viene dado por:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 3.4.5)}$$

que aplicando la correspondiente transformación de coordenadas se convierte, en los ejes del laminado, en:

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{yz} \\ \tau_{zx} \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \overline{C}_{11} & \overline{C}_{12} & \overline{C}_{13} & 0 & 0 & \overline{C}_{16} \\ \overline{C}_{12} & \overline{C}_{22} & \overline{C}_{23} & 0 & 0 & \overline{C}_{26} \\ \overline{C}_{13} & \overline{C}_{23} & \overline{C}_{33} & 0 & 0 & \overline{C}_{36} \\ 0 & 0 & 0 & \overline{C}_{44} & \overline{C}_{45} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \overline{C}_{45} & \overline{C}_{55} & 0 \\ \overline{C}_{16} & \overline{C}_{26} & \overline{C}_{36} & 0 & 0 & \overline{C}_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{zx} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \qquad \text{(Ec. 3.4.6)}$$

Donde las relaciones deformación-desplazamientos en cada lámina vienen dadas por:

$$\varepsilon_x = \frac{\partial u}{\partial x}, \qquad \varepsilon_y = \frac{\partial v}{\partial y}, \qquad \varepsilon_z = \frac{\partial w}{\partial z}, \qquad \gamma_{yz} = \frac{\partial v}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial y},$$

$$\gamma_{zx} = \frac{\partial w}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial z}, \qquad \gamma_{xy} = \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \qquad \text{(Ec. 3.4.7)}$$

Si el laminado está sometido a extensión axial uniforme en los extremos x=constante, entonces todas las tensiones son independientes de *x* y las ecuaciones de equilibrio en cada una de las láminas quedan reducidas a:

$$\frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{xz}}{\partial z} = 0, \qquad \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{yz}}{\partial z} = 0, \qquad \frac{\partial \tau_{yz}}{\partial y} + \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} = 0 \qquad \text{(Ec. 3.4.8)}$$

Sustituyendo las ecuaciones deformación-desplazamiento (Ec. 3.4.7) en la ecuación tension-deformación (Ec.3.4.6) integrando, e imponiendo la condición de que todas las tensiones son independientes de la coordenada axial *x*, se obtienen las siguientes expresiones para los desplazamientos:

$$u = -(C_1 z + C_2)y + (C_4 y + C_5 z + C_6)x + U(y,z)$$

$$v = (C_1 z + C_2)x - \frac{1}{2}(C_4 y + C_5 z + C_6)x + U(y,z) \qquad \text{(Ec. 3.4.9)}$$

$$u = -C_1 xy + C_7 x - \frac{1}{2} C_5 x^2 + C_8 + W(y,z)$$

Imponiendo condiciones de simetría en los planos *x-y* y *x-z*, e imponiendo también continuidad de desplazamientos en los planos de separación entre laminas, se obtiene que:

$$C_1 = C_2 = C_4 = C_5 = C_7 = C_8 = 0 \qquad \text{(Ec. 3.4.10)}$$

en cada una de las laminas, mientras que C_6 es el mismo para todas las laminas. Así, la forma general del campo de desplazamientos es:

$$u = C_6 x + U(y,z)$$

$$v = V(y,z)$$ (Ec. 3.4.11)

$$w = W(y,z)$$

y por tanto $C_6 = \varepsilon_x$

Obteniendo nuevamente las relaciones tensión-desplazamiento a partir del campo de desplazamientos en la ecuación 3.4.9, e introduciéndolas en las ecuaciones de equilibrio (Ec.3.4.8) se obtienen las ecuaciones de equilibrio en el campo de desplazamientos, que son para cada lámina:

$$\overline{C}_{66}\frac{\partial^2 U}{\partial y^2} + \overline{C}_{55}\frac{\partial^2 U}{\partial z^2} + \overline{C}_{26}\frac{\partial^2 V}{\partial y^2} + \overline{C}_{45}\frac{\partial^2 V}{\partial z^2} + \left(\overline{C}_{36} + \overline{C}_{45}\right)\frac{\partial^2 W}{\partial y \partial z} = 0$$

$$\overline{C}_{26}\frac{\partial^2 U}{\partial y^2} + \overline{C}_{45}\frac{\partial^2 U}{\partial z^2} + \overline{C}_{22}\frac{\partial^2 V}{\partial y^2} + \overline{C}_{44}\frac{\partial^2 V}{\partial z^2} + \left(\overline{C}_{23} + \overline{C}_{44}4\right)\frac{\partial^2 W}{\partial y \partial z} = 0$$ (Ec. 3.4.12)

$$\left(\overline{C}_{45} + \overline{C}_{36}\right)\frac{\partial^2 U}{\partial y \partial z} + \left(\overline{C}_{44} + \overline{C}_{23}\right)\frac{\partial^2 V}{\partial y \partial z} + \overline{C}_{44}\frac{\partial^2 W}{\partial y^2} + \overline{C}_{33}\frac{\partial^2 W}{\partial y^2} = 0$$

Ecuaciones que constituyen un sistema de ecuaciones en derivadas parciales de segundo orden, elíptico y acoplado, y que no admiten solución analítica. Pipes y Pagano [4] aplican el método de las diferencias finitas para como técnica numérica aproximada para la resolución del problema, aunque otras técnicas pueden ser utilizadas.

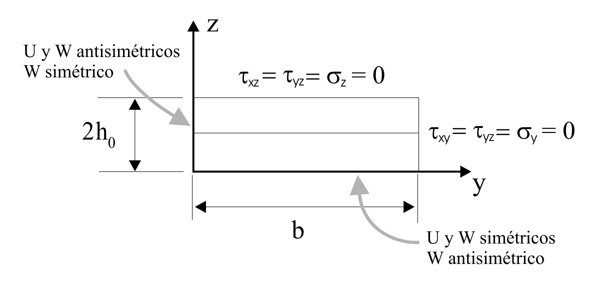


Figura 3.4.4 Condiciones de contorno del problema de borde libre

En cualquier caso el paso previo a la resolución del sistema es la imposición de las correspondientes condiciones de contorno. La simetría del laminado permite la reducción del problema a un solo cuadrante del plano *y-z* para cualquier valor de *x*. Entonces, tal y como se muestra en la figura 3.4.4, tendremos que a lo largo de la superficie superior

$$\sigma_z(y,2h_o) = \tau_{xz}(y,2h_o) = \tau_{yz}(y,2h_o) = 0$$

a lo largo del borde exterior

$$\sigma_y\ (b,z) = \tau_{xy}\ (b,z) = \ \tau_{xz}\ (b,z) = 0$$

A lo largo de las líneas de simetría, tenemos las siguientes condiciones de simetría y antisimetría:

$$\frac{\partial U}{\partial z}\ (y,0) = \ \frac{\partial V}{\partial z}\ (y,0) = W\ (y,0) = 0$$

$$U(0,z) = V(0,z) = \frac{\partial W}{\partial y}(y,0) = 0$$

Finalmente en la esquina y=b, z=2h_0 pueden imponerse cinco condiciones asociadas a tensiones que deben ser cero ($\sigma_y, \sigma_z, \tau_{xy}, \tau_{xz}, \tau_{yz}$), pero solo 3 pueden ser impuestas sin sobreespecificar la solución.

En la figura 3.4.4 se muestra el aspecto de la distribución de tensiones en una superficie de separación +45/-45 en un laminado $[+45/-45]_S$ según la solución de Pipes y Pagano [4] mediante el método de las diferencias finitas.

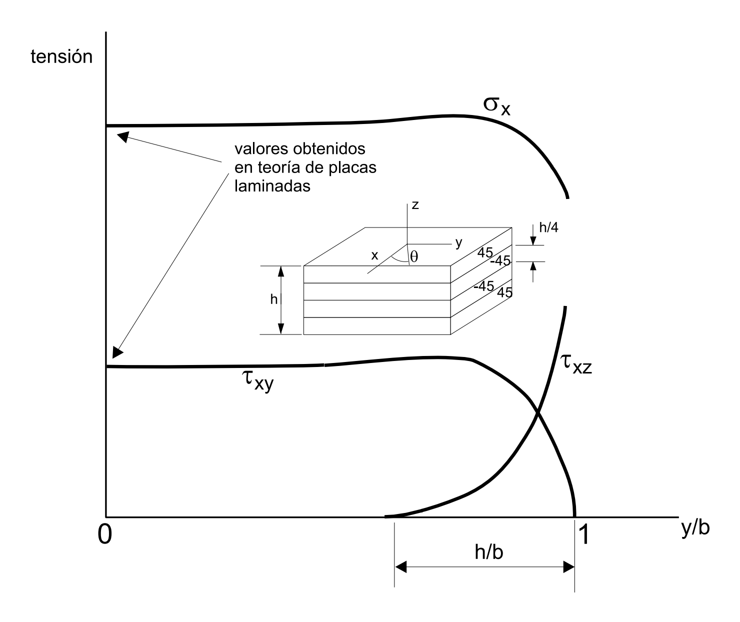


Figura 3.4.5 Tensiones en la zona de borde libre para un laminado

En el centro del laminado se obtienen las mismas soluciones que se obtendrían con la teoría de placas laminadas; sin embargo, a medida que nos acercamos al borde libre la tensión σ_y disminuye, τ_{xy} se anula, y τ_{xz} aumenta desde 0 haciéndose singular en el borde libre. El estudio de otros problemas de borde libre con otras secuencias de apilamiento, ha mostrado que la zona de validez de los resultados de la teoría clásica

de placas laminadas se extiende hasta aproximadamente una distancia al borde libre igual al espesor total del laminado.

Análisis detallados de diferentes secuencias de apilamiento en las que aparece el fenómeno de borde libre; así, como información acerca de las distintas técnicas numéricas susceptibles de ser empleadas para la resolución de los mismos, pueden encontrarse en la bibliografía [4]. Aunque en el presente texto no se aborden esos detalles, es importante señalar que, con carácter general, pueden distinguirse tres tipos de problemas de borde libre.

- Laminados $\pm\theta$, donde la única tensión interlaminar en la zona de borde libre es τ_{xz}, que aparece para equilibrar la tensión τ_{xy} asociada al acoplamiento entre cortadura y extensión.

- Laminados 0/90, en los que las tensiones interlaminares que encontramos son σ_z y τ_{yz} asociadas a la diferencia de módulos de Poisson entre láminas.

- Laminados con combinación de los dos casos anteriores, por ejemplo: láminas a $\pm\theta_1$ y láminas a $\pm\theta_2$, en los que aparecen las tres tensiones interlaminares: σ_z, τ_{xz} y τ_{yz}.

3.4.3 Problemas causados por el efecto borde libre

Los problemas ocasionados por el efecto borde libre están asociados a las delaminaciones a las que puede dar lugar. En aquellos laminados que por su secuencia de apilamiento o dimensiones (para relaciones de ancho/espesor superiores a 30 la componente σ_z deja de ser importante) presentan una tendencia clara a la delaminación en las zonas de borde libre, se aprecia en todos los casos una reducción de la resistencia a tracción y compresión del laminado, tanto bajo carga estática como en fatiga. Habitualmente esta pérdida de propiedades es mucho mayor en compresión y constituye un aspecto a tener muy en cuenta en el diseño.

La reducción de la resistencia en tracción puede ser importante solamente cuando la delaminación progresa de forma inestable. Cuando la progresión de la delaminación es estable la pérdida de resistencia puede producirse por dos motivos. El primero es la pérdida de rigidez asociada a la delaminación: las láminas siguen soportando carga hasta una deformación de rotura igual a la deformación última de las láminas más cargadas, traduciéndose la pérdida de rigidez (en función de la extensión de las delaminaciones y de las rigideces de los sublaminados por ellas delimitados) en una pérdida de resistencia. En otros casos, algunas de las láminas menos cargadas (las más cercanas a la dirección transversal a la carga) pueden quedar aisladas por la interconexión de delaminaciones y grietas intralaminares en la matriz y dejan de soportar carga, pudiendo aparecer concentraciones locales de deformación que ocasionan que la deformación de rotura del laminado sea menor que la deformación última de las láminas más cargadas.

Cuando las tensiones interlaminares en la zona de borde libre son muy elevadas, la delaminación puede aparecer acoplada con el agrietamiento de la matriz en la zona del borde libre, generándose un crecimiento inestable de las delaminaciones y asociado a éste el fallo catastrófico del laminado para cargas mucho menores que las que estimadas por la teoría clásica de placas laminadas. Es en estos casos en los que la reducción de la resistencia en tracción es realmente importante.

En el caso de cargas de compresión los problemas ocasionados por el efecto de borde libre son generalmente mayores que los asociados a la tracción. Cada uno de los sublaminados en los que las delaminaciones dividen al laminado original tiene unas características resistentes y de estabilidad bajo

compresión (carga de pandeo) mucho menores que las del laminado global, quedando asociado el fallo global de laminado al fallo local de alguno de estos sublaminados. En el fallo de estos sublaminados se combinan el fallo por compresión (micropandeo de fibras, agrietamiento de la matriz) con el pandeo local del sublaminado, el cual puede además causar finalmente el crecimiento inestable de la delaminación.

3.4.4 Soluciones al problema de borde libre

La primera solución al problema del borde libre hay que buscarla en la selección de la secuencia de apilamiento del laminado, intentando reducir al máximo el valor de las tensiones interlaminares. A modo de criterio práctico pueden darse las siguientes normas de diseño:

- Limitar al máximo la diferencia de módulos de Poisson entre dos láminas consecutivas. Como regla de diseño puede utilizarse:

$$\left|\nu_{xy}^{i} - \nu_{xy}^{i+1}\right| \leq 0.1$$

- Intentar que la secuencia de apilamiento este constituida por la repetición, el mayor número de veces posible, de un único sublaminado, ya que en laminados $[\theta_1/\theta_2/.../\theta_N]_{RS}$ las tensiones en el borde libre son inversamente proporcionales a *R* (índice de repetición del sublaminado) [2], por lo que la tendencia a la delaminación se reduce drásticamente al utilizar muchos sublaminados repetitivos. Esta idea se ilustra de forma gráfica en la figura 3.4.6.

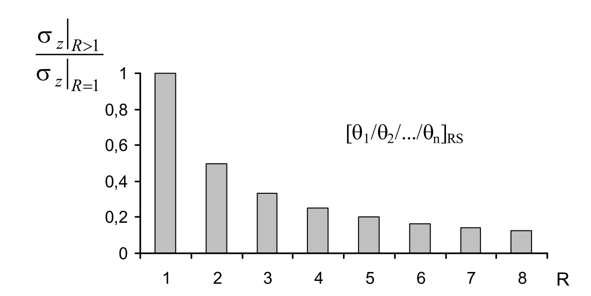


Figura 3.4.6 Relación entre índice de homogeneidad del laminado y las tensiones interlaminares en el borde libre

- Utilizar para el sublaminado base una secuencia de apilamiento espiral, de forma que se limite la diferencia entre las rigideces de cortadura de las láminas adyacentes [2]. Como ejemplo, la figura 3.4.7 muestra la tensión normal interlaminar σ_z a lo largo del espesor de un laminado $\pi/4$ simétrico para varias secuencias de apilamiento según la solución de Pagano y Pipes. Se observa que para minimizar σ_z a lo largo del espesor la secuencia óptima es el apilamiento espiral $[0/45/90/-45]_S$.

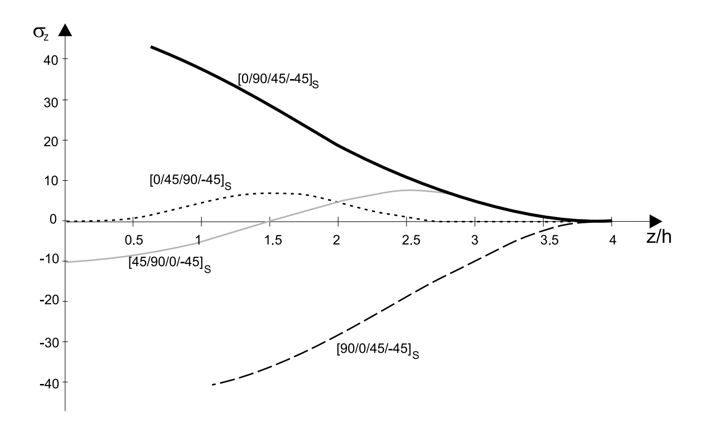


Figura 3.4.7 Distribución de σ_z en el borde libre para diferentes secuencias de apilamiento en un láminado $\pi/4$

Es importante señalar que las recomendaciones anteriores no se limitan al diseño de placas laminadas, sino que también son útiles en otras situaciones en las que puede aparecer el fenómeno de borde libre como puede suceder entre la placa y sus rigidizadores.

La selección del laminado de cara a limitar el efecto de borde libre puede suponer en algunos casos una seria limitación de cara al diseño de la secuencia de apilamiento óptima, ya que los criterios en los que se basa pueden resultar contradictorios con la secuencia requerida para minimizar el número de láminas para unas cargas de diseño dadas. En estos casos es posible utilizar otros métodos para resolver la problemática asociada al fenómeno del borde libre [3], tales como la inclusión de un recubrimiento en *U* en la zona del borde libre, el cosido de la zona de borde libre, la inclusión de capas adhesivas entre láminas y la terminación anticipada de láminas. Estos cuatro conceptos se ilustran de forma esquemática en la figura 3.4.8.

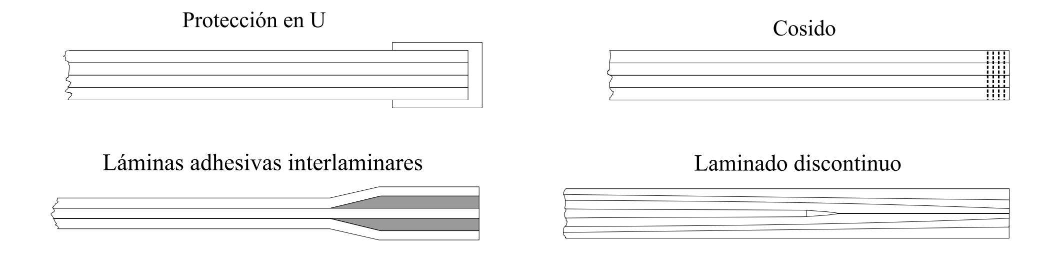


Figura 3.4.8 Soluciones al problema de borde libre

El recubrimiento del borde permite “acomodar” las tensiones interlaminares asociadas a las diferencias de módulos de Poisson o de cortadura entre láminas (tensiones que sin la presencia de este recubrimiento tienen en algunos casos carácter matemático de singularidad) al tiempo que aumenta la resistencia global del laminado frente a la aparición de delaminación. El tipo de material más habitual para la *U* es un tejido 0/90.

El cosido de la zona de borde libre está asociado a la fabricación por RTM de preformas no impregnadas ya cosidas (estas preformas pueden ser cuasi-unidireccionales). Este método se basa, no en la supresión de la delaminación, sino en evitar su progresión mediante la barrera constituida por las fibras de cosido.

La inclusión de capas adhesivas entre láminas constituye un refuerzo efectivo solamente en aquellos casos en los que el efecto borde libre este asociado principalmente a tensiones de cortadura, ya que las láminas adhesivas no son demasiado resistentes ante cargas de tracción normales a la lámina.

El método de terminación de láminas se basa en la supresión en la zona de borde libre de determinadas orientaciones. De esta forma tendremos dos secuencias de apilamiento: una en la zona de borde libre diseñada para evitar tensiones interlaminares elevadas, y otra en el resto de laminado diseñada en función de los requerimientos estructurales.

Algunos autores proponen también la utilización de resinas de mayor tenacidad que las habituales, de forma que se aumente la resistencia a la aparición de la delaminación y a su progresión, aunque los resultados experimentales han demostrado que las mejoras realmente significativas solamente son obtenidas en estática y no tanto en fatiga.

Referencias

1. Pipes, R. Byron, and N. J. Pagano. "*Interlaminar Stresses in Composite Laminates under Uniform Axial Extension*". Journal of Composite Materials, October 1970.

2. N. J. Pagano, and R.B. Pipes. "*The Influence of Stacking Sequence on Laminate Strength*". Journal of Composite Materials, January 1971.

3. R. M. Jones. "*Delamination Supression Concepts for Composite Laminate Free Edges*". ICCM VIII

4. "*Interlaminar response of composites materials*". Composite Material Series Vol. 5. Ed. R. B. Pipes. Elsevier

5. E. D. Reedy "*On free-edge interlaminar stress distributions*" Composites Science and Technology. Vol. 34, no. 3, 1989

6. L. C. Shiau, Y. H. Chue "*Free-edge stress reduction through fiber volume fraction variation*" Composite Structures. Vol. 19, no. 2, 1991

7. J. W. Joo, C. T. Sun "*A failure criterion for laminates governed by free edge interlaminar shear stress*" Journal of Composite Materials. Vol. 26, no. 10, 1992, p. 1510-1522.

8. J. C. J. Schellekens, R. De Borst. "*Free edge delamination in carbon-epoxy laminates: A novel numerical/experimental approach*" Composite Structures vol. 28, no. 4 p. 357-373 1994

9. J. Li "*Free-edge interlaminar stress analysis in laminated composites under combined loading*" AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics and Materials Conference Dallas, TX Apr. 13-15, 1992

10. W. E. Howard, T. Gossard, R. M. Jones. "*Reinforcement of composite laminate free edges with U-shaped caps*" AIAA 86-0972

11. S. K.Morton, J. P. H. Webber. "*Interlaminar failure due to mechanical and thermal stresses at the free edges of laminated plates*" Composites Science and Technology vol. 47, no. 1 p. 1-13. 1993

12. J. M. Ferreira, A. Chattopadhyay, S. J. Pringnitz. "*Reducing edge delamination stresses in composite plates using multiobjective optimization*" AIAA PAPER 93-1143

13. J. C. Fish, S. W. Lee. "*Three-dimensional analysis of combined free-edge and transverse-crack-tip delamination*" Composite materials: Testing and design. Volume 9; Proceedings of the Ninth Symposium, Philadelphia, 1990, p. 271-286.

14. J. M. Whitney. "*On the use of higher order plate theories for determining free-edge stresses*" Journal of Reinforced Plastics and Composites, vol. 16, no. 8, p. 731-743, 1997

15. J. Pan, T. T. Loo. "*A new technique for prevention of free-edge delamination in laminated composites*" ICCM-VII; Proceedings of the 7th International Conference on Composite Materials, Guangzhou, People's Republic of China, Nov. 22-24, 1989. Vol. 3, p. 61-66.

16. D. G. Taggart. "*Free edge effects in microbuckling failure of unidirectional composites*" Proceedings of the 8th International Conference on Composite Materials (ICCM/8), Honolulu. July 15-19, 1991.

17. W. S. Chan, A. S. D. Wang, A. S. D. "*Effects of a 90 deg ply on matrix cracks and edge delamination in composite laminates*" Composites Science and Technology. Vol. 38, no. 2, 1990, p. 143-157.

18. R. Y. Kim, S. R. Soni. "*Experimental and analytical studies on the onset of delamination in laminated composites*" Journal of Composite Materials. Vol. 18. 1984

19. J.M Whitney, M. Knight, "*A Modified Free-Edge Delamination Specimen*," ASTM STP 876, p. 298, ASTM, Philadelphia, 1985.

20. P.L.N. Murthy, C.C. Chamis. "*Free-edge delamination: laminate width and loading conditions effects*" J. of Composites Technology and Research, Vol. 11, No. 1, 1989, pp. 15-22.

21. T.K. O'Brien "*The effect of delamination on the tensile strength of unnotched, quasi-isotropic, graphite/epoxy Laminates*," Proc. of the SESA/JSME International Conf. on Experimental Mechanics, Honolulu, May, 1982.

22. W.S. Chan, C. Rogers, S. Aker. "*Improvement of Edge Delamination Strength of Composite Laminates Using Adhesive Layers*" Composite Materials: Testing and Design ASTM STP 893, 1986, pp. 266-285.

23. W.S. Chan, O.O. Ochoa, "*Suppression of Edge Delamination in Composite Laminates by Terminating a Critical Ply near the Edges*" AIAA Paper 88-2257, 1988, pp. 359-364.

24. A.J. Vizzini "*Prevention of Free-Edge Delamination via Edge Alteration,*" AIAA Paper 88-2258, 1988, pp. 365-370.

25. J.L. Kroupa, N.E.Ashbaugh. "*Stress-free edge effects on the transverse response of a unidirectional metal matrix composite*" Composites Part B: 1995, Vol. 5, Iss. 6, pp. 569-582

26. RA Chaudhuri, M Xie "*Free Edge Stress Singularity in a bimaterial laminate*" Composite Structures: 1998, Vol. 40, Iss. 2, pp. 129-136

27. P. Bar-Yoseph, P. Ben-David. "*Free-edge effects in unsymmetrically laminated composite plates*" Composite Structures: 1995, Vol. 30, Iss. 1, pp. 13-23

28. U. Icardi, A.M.Bertetto. "*An evaluation of the influence of geometry and of material properties at free edges and at corners of composite laminates*" Computers & Structures: 1995, Vol. 57. p. 555-571

29. C. Zhang, L.B. Lessard, J.A. Nemes "*A closed-form solution for stresses at curved free edges in composite laminates: a variational approach"* Composites Science and Technology: 1997, Vol. 57, p. 1341-1354

30. G. S. Amrutharaj, K. Y. Lam, B. Cotterell. "*Delaminations at the free edge of a composite laminate*" Composites Part B: 1996, Vol. 27. pp. 475-483

31. N. J. Pagano, *"Free Edge Stress Fields in Composite Laminates"*, Int. J. Solids & Struct. 14 (1978) 401

32. A. S. D. Wang and F. W. Crossman, *"Some New Results on Edge Effect in Symmetric Composite Laminates"*, J. Composite Materials 11 (1977) 92.

33. J.M. Whitney and C. E. Browning, *"Free-Edge Delamination of Tensile Coupons"*, J. Composite Materials 6 (1973) 300-303.

34. N. J. Pagano and R. B. Pipes, *"The Influence of Stacking Sequence on Laminate Strength"*, J. Composite Materials 5 (1971) 50-57.

35. A.S.D. Wang and F.W. Crossman, *"Initiation and Growth of Transverse Cracks and Edge Delamination in Composite Laminates"*, Part II, Experimental Correlation, J. Composites Materials (supplement).

36. R. Y. Kim and S. R. Soni, *"Suppression of Free Edge Delamination by Hybridization, ICCM-V"* Conference, San Diego, July 31 to August 2 (1985)

37. V.V. Partsevskii, *"Approximate Analysis of Mechanisms of Fracture of Laminated Composites at a Free Edge"*, Mechanics of Composite Materials 179 (1980); Translated from Russian Jl. Mekh. Kompositn. Mater. 2 (1980) 246.

38. S. R. Soni and D. K. Chu, *"An Improved Procedure for Free Edge Stress Analysis in Composite Laminates"*, Proc. Am. Soc. for Composites, Third Technical Conference in Integrated Composite Technology, Stauffer Madison Hotel, Seattle, WA, September 25-29, 1988, pp. 80-92.

39. S. Baselga, A. Miravete, J.A. Ullod, E. Larrodé (1994) *"Importance of the Variable Thickness in the Design of Load Bearing Structures. Analysis by means of Singular Finite Elements"* XI Congreso Nacional de Ingenieria Mecanica, edited by Polytechnic University of Valencia, Spain, pages 129-135.

40. S. Baselga, A. Miravete, J.A. Ullod, E. Larrodé (1994) *"Analysis and Design of Structural Composite Components with Circular Holes"* XI Congreso Nacional de Ingenieria Mecanica, edited by Polytechnic University of Valencia, Spain, pages 121-128.

41. A. Miravete, E. Larrodé, S. Baselga, P. Bravo (1992) "*Stress Concentration in Variable Thickness Composites"* Proceedings of International Conference of Society of Advanced Materials and Processes in Engineering, edited by SAMPE, Hamburg, Germany, pages 417-426.

42. S. Baselga, A. Miravete, E. Larrodé (1991) "*Evaluation of Interlaminar Stresses on Composite Materials by means of the Double Notch*", Anales de Mecanica de la Fractura, Vol 8, edited by the Spanish Fracture Association, pages 182-186.

43. Miravete, G. Piedrafita, S. Baselga, P. Bravo (1991) "*Failure Analysis on Variable Thickness Composite Beams under 4P Test Bending"* Proceedings of the 8th International Conference on Composite Materials (ICCM-8), Composites: Design, Manufacture and Applications, Honolulu, Hawaii, edited by SAMPE, USA, vol. IV, pages 6.

3.5 COMPORTAMIENTO FRENTE A FATIGA

3.5.1 Conceptos generales

La *fatiga* es la condición por la cual un material se agrieta o falla como resultado de esfuerzos repetidos (cíclicos). Desde un punto de vista ingenieril, se debe definir rigurosamente la fatiga como el cambio estructural permanente, localizado y progresivo que tiene lugar en un material sujeto a deformaciones repetidas o fluctuantes. Por lo general, estas deformaciones se presentan a esfuerzos menores que la resistencia última de tracción del material en un ensayo estático, y aparecen con frecuencia para esfuerzos menores que el límite de fluencia del material. La fatiga puede afectar prácticamente a todos los materiales de ingeniería sujetos a esfuerzos cíclicos. Los esfuerzos cíclicos incluyen los que producen las cargas externas repetitivas y los esfuerzos térmicos que resultan del calentamiento y enfriamiento alternados. Estas circunstancias se aplican a un campo amplio de materiales tecnológicos: metales y aleaciones, cerámicas, polímeros y materiales compuestos, en una variedad de aplicaciones muy grande que incluyen las mecánicas, eléctricas, arquitectónicas, químicas y biomédicas.

Se define la *vida de fatiga* de un componente o material como el número total de ciclos de esfuerzo necesarios para causar la falla. Es un concepto importante que se estudia con frecuencia en el laboratorio, por lo que la información que se obtiene se puede aplicar a diseños y componentes en servicio real. El método más común de estudiar la vida a fatiga es utilizar cargas cíclicas de amplitud constante y registrar el número de ciclos hasta la rotura (figura 3.5.1)

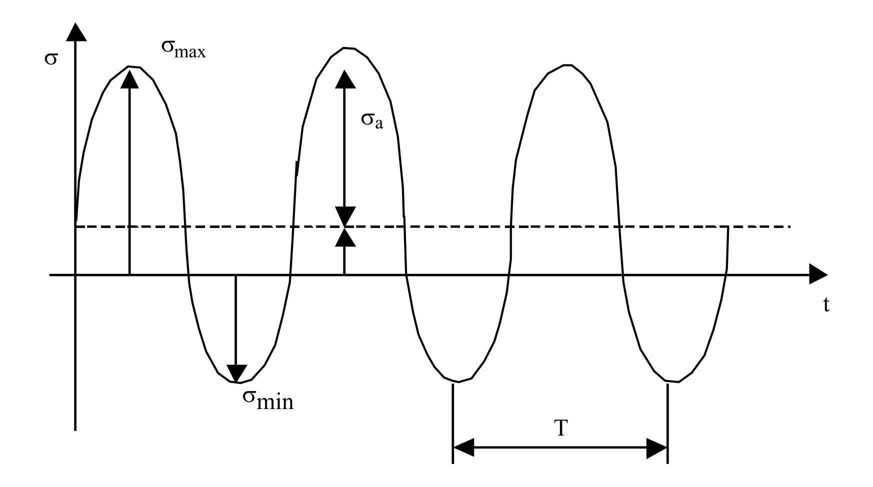


Figura 3.5.1 Forma típica de carga cíclica

Parámetros importantes en fatiga: σ_{max}, σ_{min}: tensión aplicada máxima y mínima

Ratio de esfuerzos: $R = 1 - \dfrac{|\sigma_{min}|}{|\sigma_{max}|}$

Tensión media: $\sigma_m = \dfrac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}$

Amplitud $\sigma_a = \dfrac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2}$

Periodo o frecuencia: $T = 1/\omega$

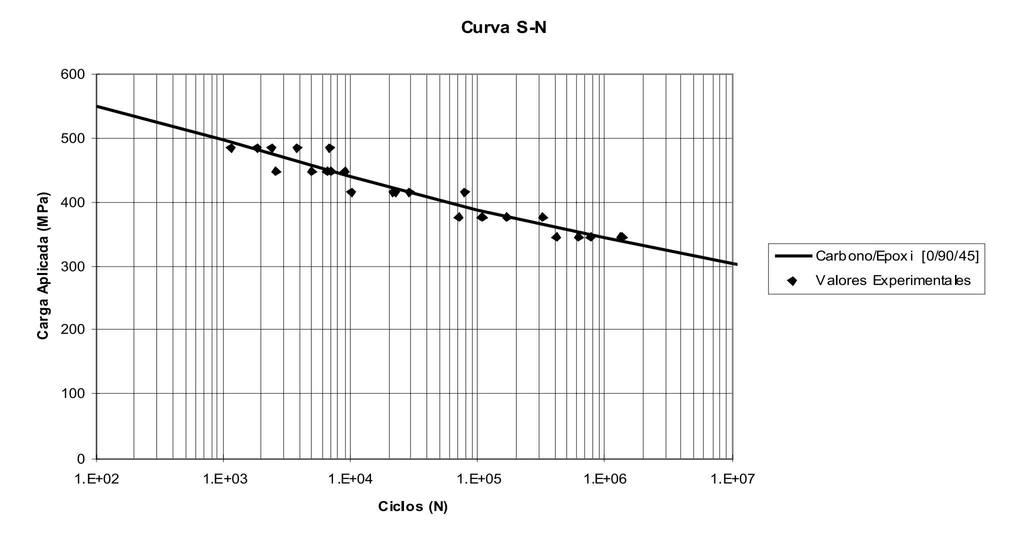


Figura 3.5.2 Curva S-N de un laminado Carbono T300/Epoxi 5208 [0/90/±45]$_s$

Los datos de las pruebas de la vida a fatiga generalmente se presentan en la forma de las curvas *S-N*, en donde los esfuerzos alternantes, *S*, - la máxima tensión aplicada - se representan frente a la cantidad de ciclos hasta la rotura, *N*. En la figura 3.5.2 puede observarse la curva *S-N* de un sistema de carbono-epoxi cuasi-isótropo. El estudio de estas curvas revela que a medida que disminuye el nivel de las tensiones aplicadas, aumenta la cantidad de ciclos hasta la rotura. En aleaciones ferrosas y algunas aleaciones de titanio, existe un límite de esfuerzos a partir del cual se observa que no se produce la baja por fatiga. A este límite se le conoce como *límite de fatiga*. Sin embargo, la mayoría de materiales no presentan este límite, por lo que con frecuencia se especifica el límite de resistencia de muchos materiales como el esfuerzo que no producirá la rotura del material por debajo de 10^6 ciclos. Sin embargo, los materiales compuestos presentan generalmente una mayor resistencia a la fatiga, que se traduce en un límite de fatiga superior. Esto obliga a un tratamiento especial. El primer hecho a destacar es que, según se observa en la figura 3.5.2, la curva *S-N* parece seguir una línea recta cuando se representa en una escala logarítmica, con lo que puede ser representada a partir de datos experimentales mediante una ley exponencial en el que los parámetros son fácilmente estimados mediante una simple regresión lineal. Esta característica, comúnmente aceptada por debajo del millón de ciclos, no se cumple por encima de ese límite. Es por ello que se recomienda, para aplicaciones de ciclos altos, el uso de una ley que incluya más parámetros de ajuste.

Curva S-N exponencial: $KS^{b}N = 1$ (Ec. 3.5.1)

Curva S-N de tres parámetros: $S[A + B(N-1)]^{c} = 1$ (Ec. 3.5.2)

Nótese que, cuando $B = 1$, obtenemos la clásica ley exponencial.

La resistencia a fatiga de un laminado $(\pm 45^{o})_{s}$ se emplea generalmente para determinar la resistencia longitudinal a cortadura. Conviene destacar que generalmente la resistencia a fatiga en un ensayo compresión-compresión es ligeramente superior a la resistencia en un ensayo tracción-tracción para laminados que presentan fibras desalineadas respecto al eje de carga, debido a que en estos laminados los modos de fallo predominante son los de agrietamiento en la matriz, fenómeno que se amplifica en un material sometido a tracción. También es conveniente resaltar la relación que parece existir entre la resistencia a fatiga de un laminado multidireccional y la resistencia a fatiga de un laminado a 0°, como se aprecia en la figura 3.5.3.

Un método aún más adecuado para la predicción de fatiga en materiales compuestos es aquel que considera que la probabilidad de vida a fatiga sigue una distribución de Weibull de tres parametros, en la que se observa que el factor de forma de la distribución es independiente del nivel de tensión aplicado, lo que permite una estimación a ciclos bajos que es fácilmente extrapolable para ciclos más altos, con el conseguiente ahorro en tiempo de ensayos. La figura 3.5.4 muestra una de estas curvas probabilísticas.

$$P(N) = \exp\left[-\left(\frac{N-\Delta}{\beta_f}\right)^{\alpha_f}\right]$$ (Ec. 3.5.3)

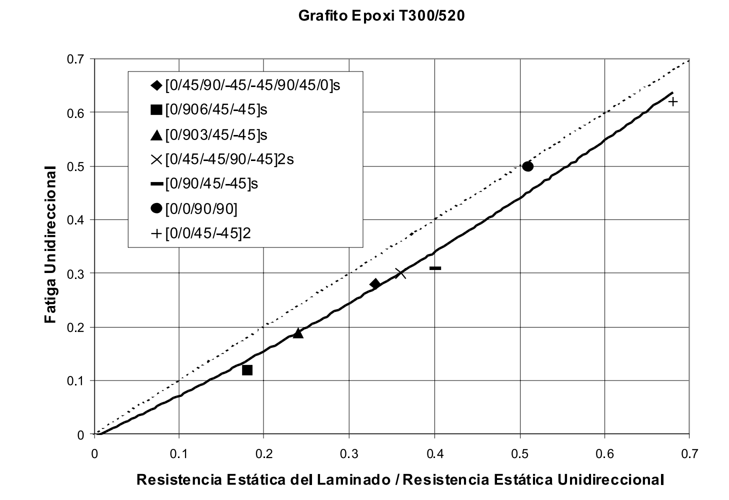


Figura 3.5.3 Resistencias estáticas y de fatiga normalizadas con respecto a las resistencias del laminado unidireccional

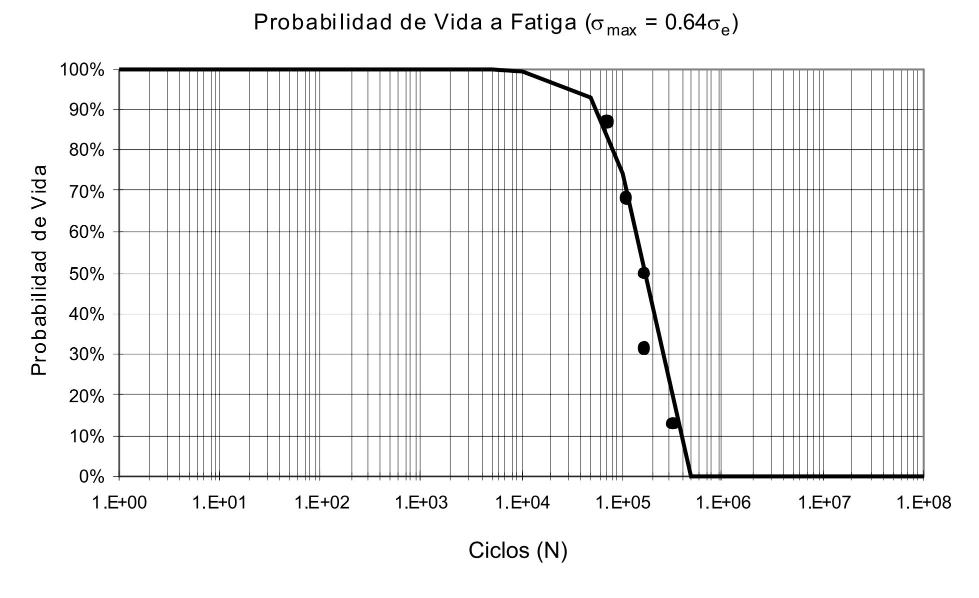


Figura 3.5.4 Probabilidad de vida a Fatiga de un laminado Carbono/Epoxy [0/90/±45]$_s$, para una carga aplicada de 0.64 veces su resistencia estática, σ_e

Los factores que afectan a la vida de fatiga son varios, pero pueden incluirse en tres categorías: factores *mecánicos*, *microestructurales* y *medioambientales*. Los primeros tratan la tensión aplicada y la concentración de esfuerzos. Se deduce que se pueden obtener mejoras imporantes en la vida a fatiga por medio de un diseño apropiado y la atención cuidadosa a los factores mecánicos que intervienen en una situación particular de fatiga. Los factores microestructurales juegan un papel importante, sobre todo la orientación microestructural, tan acusada en un material anisótropo. En cuanto al medioambiente, pueden considerarse como casos especiales de fatiga, e incluyen efectos térmicos, fatiga de contacto y los efectos de corrosión.

3.5.2 Naturaleza de la fatiga en materiales compuestos: mecanismos de degradación por fatiga

En general, el *efecto fatiga* es la reducción de la resistencia o la rigidez residual, y la posible rotura, tras aplicar un número finito de ciclos de carga. Estos ciclos de carga son menores en magnitud que la carga necesaria para producir la rotura en un solo ciclo. Por tanto, tiene que ocurrir algún tipo de proceso de 'degradación por fatiga' que reduzca la resistencia del material bajo carga. De todas formas, esta degradación no es uniforme, es decir, no todo el volumen de la pieza sufre la misma reducción de resistencia. Generalmente, el proceso de degradación consiste en una serie de sucesos discretos que provocan una respuesta no uniforme o no homogénea del material, de hecho es probable que la característica más universal de la fatiga sea la deformación no homogénea. Como consecuencia de lo anterior, el efecto de fatiga se compone de una serie de contribuciones microgeométricas, por ejemplo microgrietas que producen concentraciones locales de esfuerzos que a su vez generan degradación adicional.

El principio físico básico detrás de cualquier comportamiento dependiente de los ciclos es la aparición de deformación no conservativa que modifica la naturaleza interna o la geometría del material, y su capacidad para responder ante historias de carga continua. La deformación no conservativa implica que la parte de la energía absorbida por el material a través de las tensiones o los desplazamientos aplicados no se almacena como energía de deformación, sino que se disipa paralelamente con la fuerza inductora de procesos internos, como la formación y el crecimiento de microgrietas, sucesos termodinámicos como la redistribución atómica o molecular, sucesos químicos como corrosión debida a la aplicación de esfuerzos, y una gran variedad de sucesos internos. A pesar de que no todos los procesos no conservativos producen fatiga en el sentido de que no reducen la resistencia residual, la rigidez o la vida, se sabe que todos los procesos de degradación por fatiga son no conservativos, y esto implica una dependencia del comportamiento de los materiales en su historia de cargas.

Para los materiales compuestos que resultan interesantes en aplicaciones ingenieriles, especialmente aquellos con fibras de alto módulo o con partículas, los distintos microsucesos que contribuyen al desarrollo del proceso de degradación se clasifican en las siguientes categorías:

- Formación de migrogrietas
- Degradación química
- Deformación plástica
- Delaminación

- Separación de fibras y matriz
- Rotura de la interfase
- Gradientes discontinuos de deformación
- Gradientes discontinuos de rotación

Generalmente se elige un material de refuerzo que sea capaz de proporcionar gran resistencia o rigidez al compuesto, mientras que el material de la matriz se suele elegir por su capacidad para transferir la carga a nivel microscópico, su resistencia a factores ambientales y su facilidad para ser trabajado.

3.5.2.1 El Proceso de Fatiga

Existe una muy amplia literatura sobre este tema en la que se recogen gran cantidad de observaciones sobre resultados de fatiga, como por ejemplo las publicaciones de la 'American Society for Testing and Materials', y un gran número de artículos científicos [1-9]. Para materiales compuestos laminados que presentan fibras en la dirección perpendicular al eje de aplicación de la carga, como el típico $[0/90/\pm45]_s$ cuasi-isótropo, el primer signo de degradación por fatiga y el más prolífico es el de la formación de grietas en la matriz. Aunque la rigidez y ductilidad del material pueden acelerar o retardar el inicio de esas grietas, llegando incluso a evitar totalmente su aparición en algunos casos de carga cuasiestática, se ha comprobado que la aplicación de una carga cíclica da lugar a la formación de grietas en prácticamente todos los sistemas de materiales compuestos laminados con fibras continuas, no sólo en sistemas de matriz polimérica, sino también de matriz cerámica o metálica. En la mayoría de los casos estas grietas se forman a través de las capas en la dirección paralela a las fibras y perpendicular al eje principal de aplicación de la carga (dirección 0^0) y se denominan *grietas de matriz primarias*. Bajo cargas cíclicas que incluyen tanto compresión como tracción, la formación de las grietas primarias en la matriz marca el comienzo de una secuencia de causa de daño microscópico que determina la resistencia residual y la vida del laminado en cada instante. Esta secuencia o proceso de daño es el responsible de la reducción de la resistencia durante el ciclo de fatiga, puesto que las grietas primarias se producen con la aplicación de las cargas cuasiestáticas en cualquier experimento de resistencia inicial. La consecuencia más inmediata de la formación de este tipo de grietas es la aparición de roturas en las fibras. Estas roturas comienzan en las capas adyacentes cercanas a los extremos de las grietas, incluso durante el primer tercio de la vida total. La figura 3.5.6 muestra un diagrama esquemático de la rotura de las fibras en las inmediaciones de los extremos de las grietas primarias en la matriz. En esta figura también aparece esquematizada la distribución interna de la rotura de las fibras a través de las distintas capas y la separación fibra-matriz que se produce cerca de los extremos de las fibras rotas debido al fallo de adherencia entre ambas. Es importante resaltar que la rotura de las fibras tiene lugar cerca de los extremos de un especimen, preferentemente cerca de extremos de grietas. También se ha detectado en el interior de especímenes laminados, donde adoptan la forma de un abanico de líneas de rotura con la misma separación entre sí que las grietas de matriz primarias. La densidad de estas roturas en las fibras disminuye con la distancia a la grieta de la matriz.

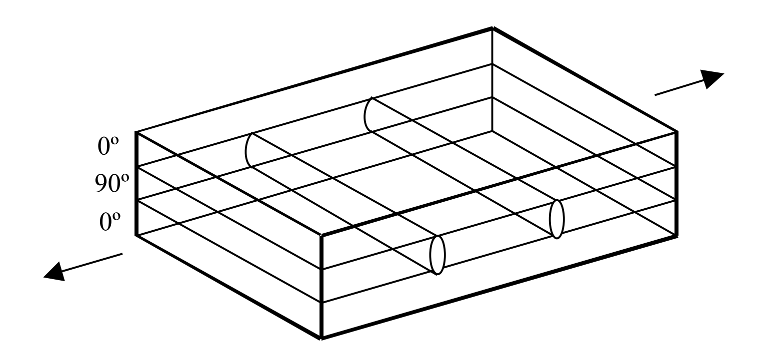


Figura 3.5.5 Diagrama esquemático de la formación de grietas en la matriz

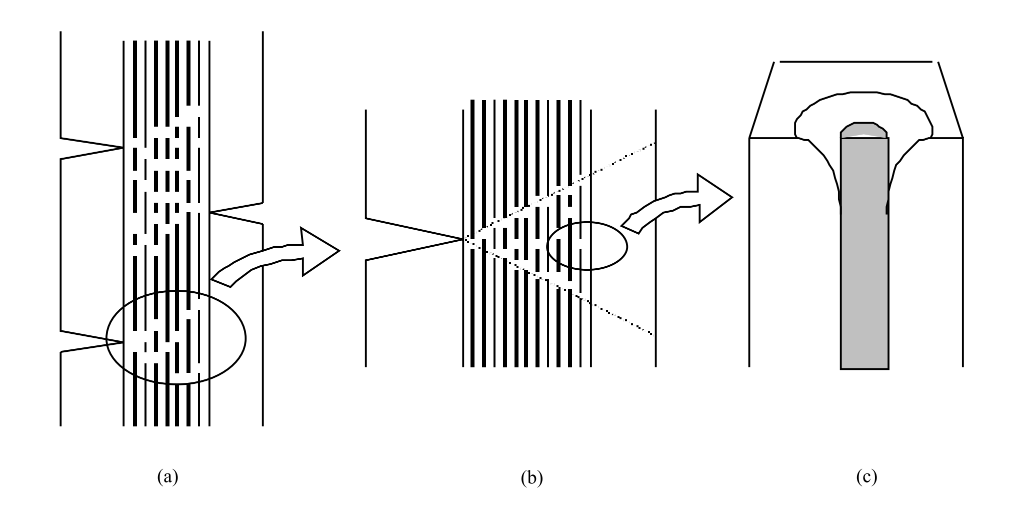


Figura 3.5.6 Diagrama esquemático del modo de fractura asociado a las grietas en la matriz: (a), la distribución de las fracturas a través de las capas adyacentes junto a una grieta principal en la matriz (b), y la separación fibra-matriz junto a los extremos de las fibras rotas

El tercer modo de degradación microscópica que tiene lugar en la secuencia que causa el desarrollo del daño en laminados consiste en la aparición de grietas secundarias. Estas grietas secundarias se forman generalmente en el último tramo de la vida de una probeta o pieza. Se producen debido al campo de tensiones normales que se crea paralelo a las grietas primarias. En algunas ocasiones, estas grietas secundarias se extienden a lo largo del espesor del laminado y recorren distancias considerables atravesando capas adyacentes. Sin embargo, es más común que estas grietas limiten su longitud alejándose poco de los extremos de las grietas primarias en la dirección del plano que contiene ambas grietas, introduciéndose ligeramente en el espesor de la capa que contiene a la grieta secundaria. En materiales de matriz polimérica, es frecuente encontrar un gran número de grietas secundarias distribuidas a lo largo de todo el espesor. La

región situada entre las grietas primarias y secundarias es una zona especialmente interesante, debido a la interacción entre las distribuciones de esfuerzos en ambas grietas, lo que produce una concentración de tensiones. La consecuencia inmediata de esta concentración puede ser la aparición de delaminación local en las inmediaciones de este cruce de grietas.

En resumen, la secuencia de desarrollo de la degradación microscópica en materiales compuestos laminados bajo cargas cíclicas puede concebirse como un proceso que se compone de iniciación de grietas primarias en la matriz, fractura de las fibras, pérdida de la adherencia a escala local, formación de grietas secundarias y posible delaminación local. Esta sucesión de efectos se concentra cada vez más en una pequeña región alrededor de la intersección de las grietas primarias y secundarias.

3.5.2.2 Mecanismo de degradación por fatiga

Existen dos propiedades de los materiales compuestos laminados que influyen de modo decisivo en la forma de representar el mecanismo de degradación por fatiga: la no homogeneidad y la anisotropía. La heterogeneidad es el factor principal en la respuesta de estos materiales ante cargas cíclicas. Desde el punto de vista del comportamiento, la heterogeneidad presenta una dicotomía. Por un lado es el factor que contribuye en mayor medida a que los materiales compuestos laminados presenten una buena resistencia a la fatiga. Por otro, es el factor más condicionante en el inicio de la degradación a nivel microscópico. Los sucesos de degradación local actúan iniciando el proceso global de daño; ejemplos de estos sucesos son la formación de grietas de la matriz, pérdida de la adherencia, separación de capas, etc. Sin embargo, la expansión del daño se ve frenada por la presencia de placas adyacentes o de fases distintas, debido a la diferencia de propiedades y comportamiento, y también por la separación microscópica entre componentes. La heterogeneidad también contribuye a la complejidad de los estados de tensión asociados con el desarrollo del daño por fatiga, incluso antes de iniciarse el proceso de degradación. Esto es debido a que la no homogeneidad del material da lugar a la aparición de cargas internas entre los distintos componentes del material. Esta distribución de cargas origina fuertes campos de tensiones en dos y tres direcciones que se solapan entre sí incluso en el caso de carga global unidireccional.

Es también evidente que la anisotropía influye en gran medida en el desarrollo del daño por fatiga. Las fases de refuerzo del material compuesto (partículas o fibras) están alineadas o distribuidas de forma geométrica, lo que origina una dependencia direccional de las propiedades mecánicas del material. Esta dependencia está asociada con estados de tensión compleja que pueden dar lugar a solapamientos, como por ejemplo combinaciones de tracción axial y esfuerzo cortante. De todos modos, el efecto más interesante de la anisotropía es la compleja redistribución interna de tensiones asociada a la degradación. Se originan campos de tensiones tridimensionales que constituyen un verdadero reto a la hora de encontrar una eficiente representación analítica de las consecuencias de la acumulación del daño por fatiga en materiales compuestos laminados.

3.5.3 Comparación del comportamiento a fatiga de diversos tipos de materiales compuestos

La figura 3.5.7 muestra el comportamiento de distintos materiales compuestos por debajo del millón de ciclos. Las curvas *S-N* que se muestran en el gráfico están normalizadas respecto a la resistencia estática inicial del laminado, con objeto de poder establecer una comparación. De dichas curvas se deduce rápidamente el buen comportamiento de los sistemas carbono-epoxi frente a la fatiga. En el caso de laminados de fibras de carbono de alto módulo, la resistencia del material apenas desciende un 10% durante el primer millón de

ciclos. Por tanto, se recomienda su uso en componentes donde la fatiga juegue un papel predominante. Ha de notarse, en cambio, que el sistema carbono-poliéster pierde más del 50% de su resistencia inicial, lo que desaconseja su uso con coeficientes de seguridad respecto a la resistencia inicial por debajo de dos.

Los sistemas de matriz epoxi reforzada con fibras de boro y aramida presentan también un buen comportamiento a fatiga. En el caso del boro, la respuesta de este material compuesto iguala incluso la del carbono de alta resistencia. Las fibras de aramida parecen asegurar su supervivencia cuando trabajan con coeficientes de seguridad por encima de dos.

En cuanto a la fibra de vidrio, la caída en resistencia va más allá del 60%. De nuevo se observa la importancia de la matriz, ya que la resina poliéster muestra claramente un peor comportamiento que los sistemas de matriz epoxi. De cualquier modo, la supervivencia de estos sistemas en aplicaciones que han de soportar el millón de ciclos ha de asegurarse mediante coeficientes de seguridad elevados, nunca inferiores a tres.

Curvas S-N Normalizadas

Carga Aplicada / Resistencia Estática

Ciclos (N)

Carbono Alto Módulo/Epoxi
Carbono Alta Resistencia/Epoxi
Boro/Epoxi
Aramida/Epoxi
Vidrio E/Epoxi
Vidrio E/Poliéster
Carbono/Poliéster

Figura 3.5.7 Curvas S-N normalizadas para distintos sistemas de materiales compuestos laminados

3.5.3.1 Sistemas vidrio-poliéster

Las figuras 3.5.8 y 3.5.9 muestran el comportamiento de distintos sistemas de poliéster reforzado con fibra de vidrio. En la figura 3.5.8 aparecen las curvas de laminados unidireccionales a 0^0 y 90^0, y de un laminado a $\pm45^0$. Destaca el hecho de que los laminados unidireccionales - con la fibra en la dirección de la carga - son mucho más sensibles a la fatiga (más adelante se verá que en el caso de laminados de carbono el efecto es el contrario), presentando una pendiente mucho más pronunciada que aquellos laminados en los que la fibra está escorada respecto al eje de carga. La figura 3.5.9., representa las curvas *S-N* correspondientes a los laminados de vidrio poliéster $[0/90]_{2s}$ y $[0/\pm45]_{2s}$. Ambas curvas siguen trayectorias similares lo que parece indicar que es la presencia de láminas orientadas en la dirección de la carga la que decide la vida del laminado, siendo la orientación de las fibras respecto al eje de carga un factor menor en la caída de resistencia trayectorias similares, lo que frente a las cargas cíclicas.

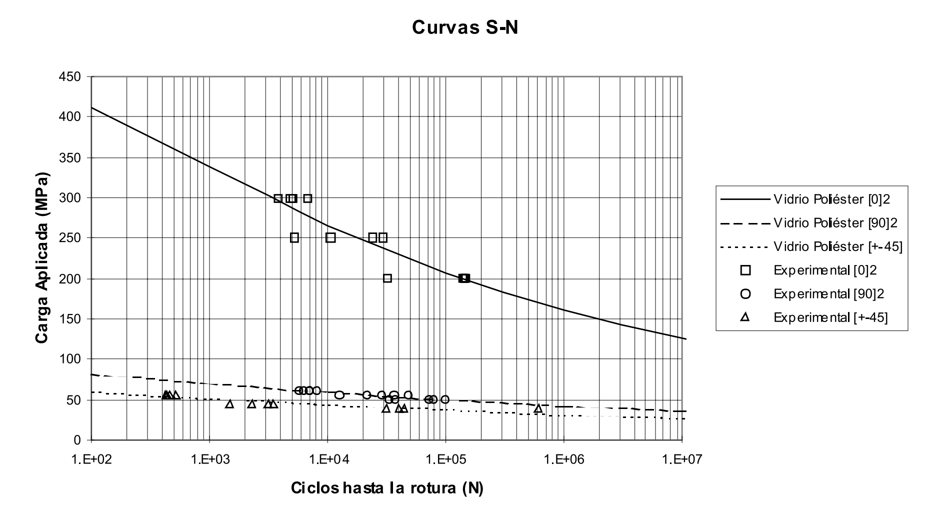


Figura 3.5.8 Curvas S-N para Vidrio/Poliéster a 0 , 90 y ±45

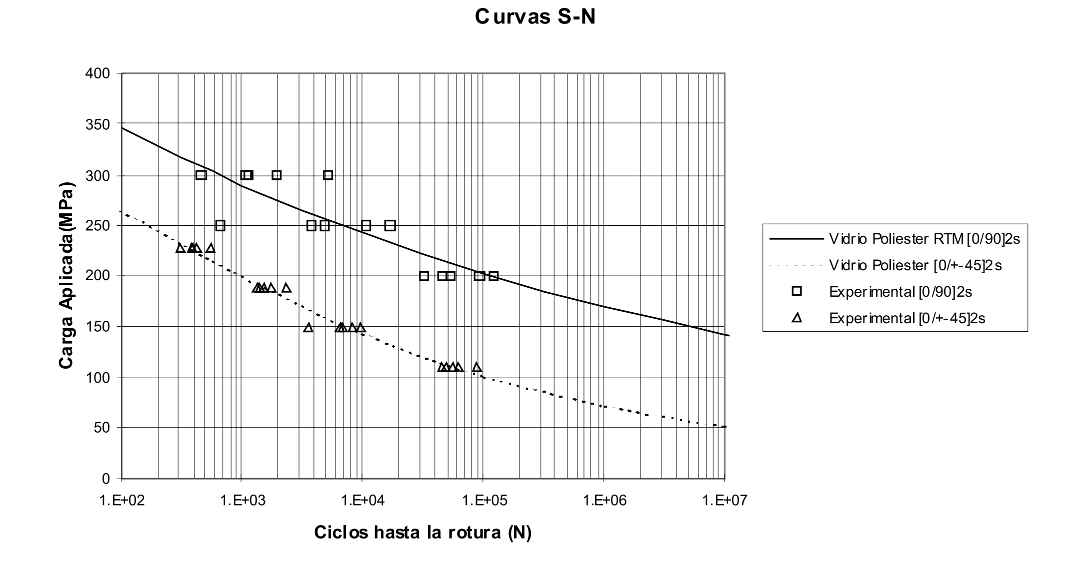


Figura 3.5.9 Curvas S-N para laminados Vidrio/Poliéster a $[0/90]_{2s}$ y $[0/\pm45]_{2s}$

3.5.3.2 Sistemas vidrio-epoxi

Las curvas *S-N* que aparecen en las figuras 3.5.10 y 3.5.11 indican de nuevo la sensibilidad de los laminados de fibra de vidrio a la orientación de la fibra. La figura 3.5.10 muestra cómo un laminado unidireccional posee una pendiente mucho más pronunciada que el ensayo realizado sobre un sistema con láminas a $\pm 45^0$. La pérdida de resistencia en el primero de los casos va más allá del 80% de la resistencia estática inicial, mientras que en el caso del laminado a $\pm 45^0$ esta pérdida es en torno al 30%. En la figura 3.5.11 se ve la influencia de la fibra en la dirección de la carga para distintos laminados. Obsérvese cómo, aun partiendo de resistencias iniciales muy diferentes, la fatiga hace que más allá del millón de ciclos todos los sistemas acaben poseyendo una resistencia entre 100 y 200 MPa. Otro hecho a destacar es que la presencia de láminas a 0^0 hace que la pérdida de propiedades sea más importante durante las primeros etapas, suavizándose la degradación para ciclos más altos. Esta característica es observable debido a la utilización de modelos de fatiga no lineales.

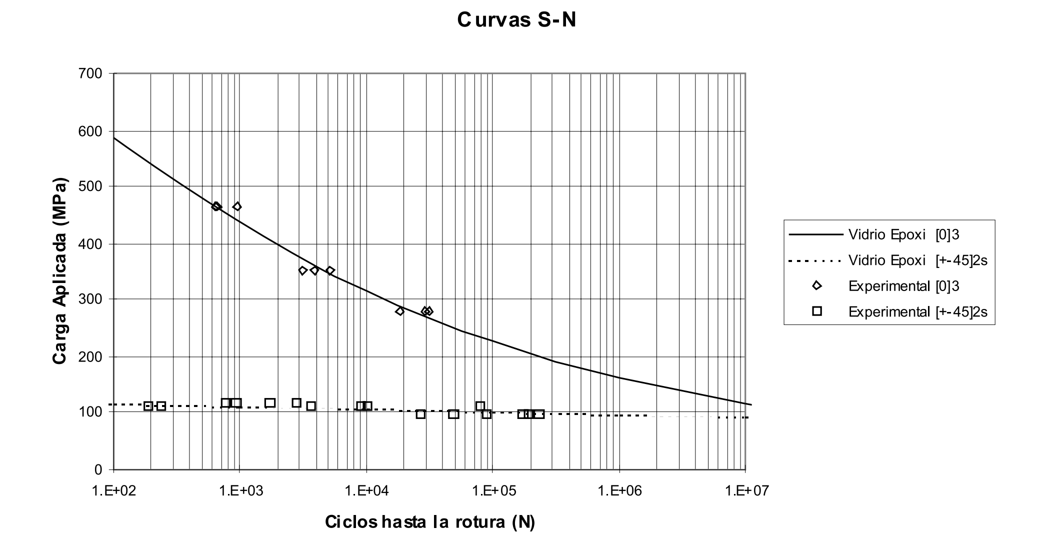


Figura 3.5.10 Curvas S-N para laminados Vidrio S2/Epoxi 5208 a $[0]_3$ y $[\pm 45]_{2s}$

En la figura 3.3.12 se puede observar la influencia que el ratio de esfuerzos tiene en el comportamiento a fatiga de un material compuesto de matriz epoxi reforzado con fibra de vidrio. La figura muestra los datos para un mismo laminado de vidrio S2/epoxi 5208 con orientaciones $[\pm 45]_{2s}$, pero ensayados con distintos ratios de esfuerzos, R = 0.8, 0.4, 0.25 y 0.1. Claramente, a una mayor amplitud del ciclo de carga, la pérdida de propiedades a lo largo de la vida del material es más acusada. Esta influencia no es tan clara en la figura 3.5.13, que representa las curvas *S-N* para distintos ratios de esfuerzos en un laminado $[0/\pm 45/90]_s$, con lo que parece que una secuencia de laminado cuasi-isótropo es mucho menos sensible al ratio de esfuerzos.

Recuérdese que el ratio de esfuerzos se ha definido como:

$$R = 1 - \frac{|\sigma_{min}|}{|\sigma_{max}|}$$

La figura 3.5.14 vuelve a representar el comportamiento a fatiga de un laminado de vidrio/epoxi, en este caso con una secuencia $[\pm 45/0_2]_s$, ensayado para distintos ratios de esfuerzo. En este último caso, el material ensayado a un ratio R=0.1 parte de una resistencia inicial mayor que el ensayado para un ratio de 0.29, debido quizás a diferencias en la fabricación de las probetas utilizadas en cada ensayo. Sin embargo, se observa cómo la influencia del ratio de esfuerzos hace que la caída en resistencia a medida que se van sucediendo los ciclos de carga sea superior que en los casos con un ratio más elevado, con lo que el laminado acaba teniendo la más baja de las resistencias tras el millón de ciclos.

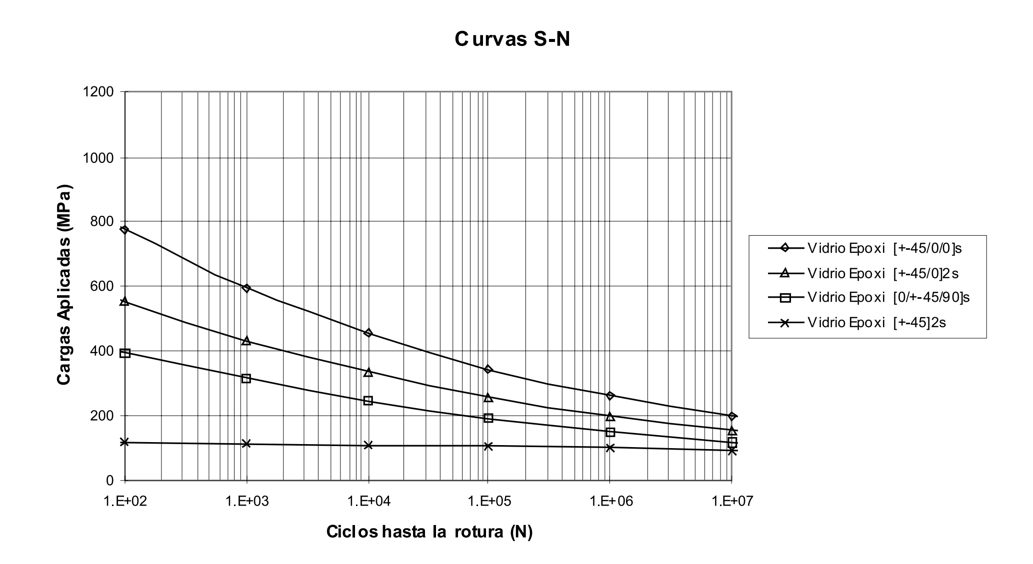


Figura 3.5.11 Curvas S-N para laminados Vidrio S2/Epoxi 5208 a $[\pm 45/0_2]_s$, $[\pm 45/0]_{2s}$ $[0/\pm 45/90]_s$ *y* $[\pm 45]_{2s}$

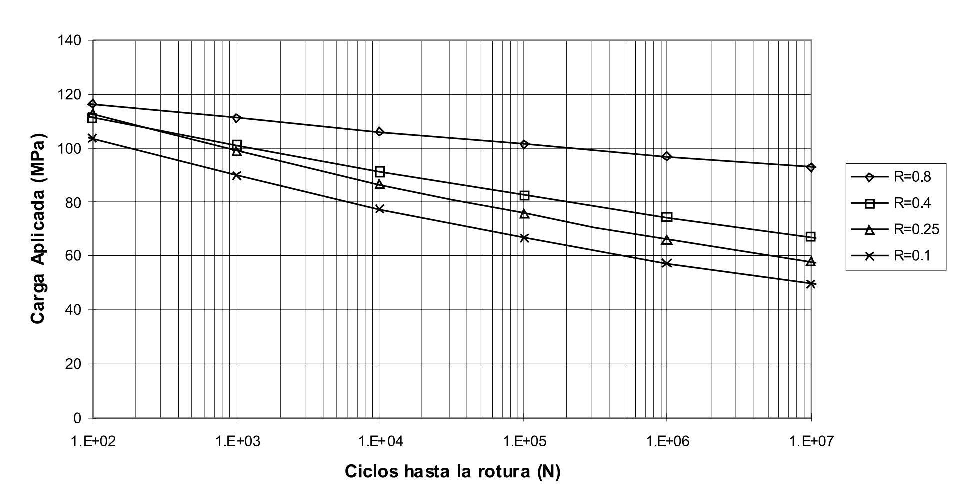


Figura 3.5.12 Curvas S-N para laminados Vidrio S2/Epoxi 5208 a $[\pm 45]_{2s}$ para distintos ratios de esfuerzo R = 0.8, 0.4, 0.25 y 0.1

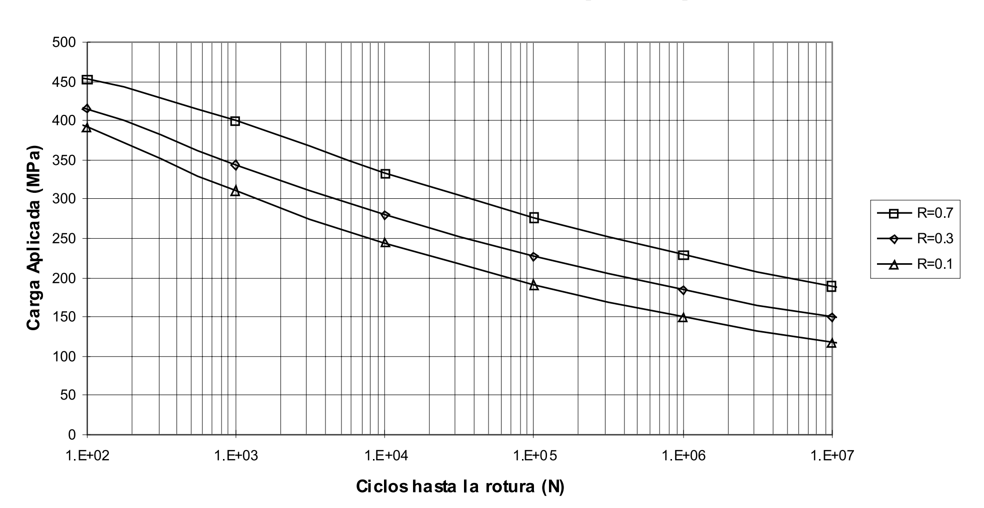


Figura 3.5.13 Curvas S-N para laminados Vidrio S2/Epoxi 5208 a $[0/\pm 45/90]_{s}$ para distintos ratios de esfuerzo R = 0.7, 0.3 y 0.1

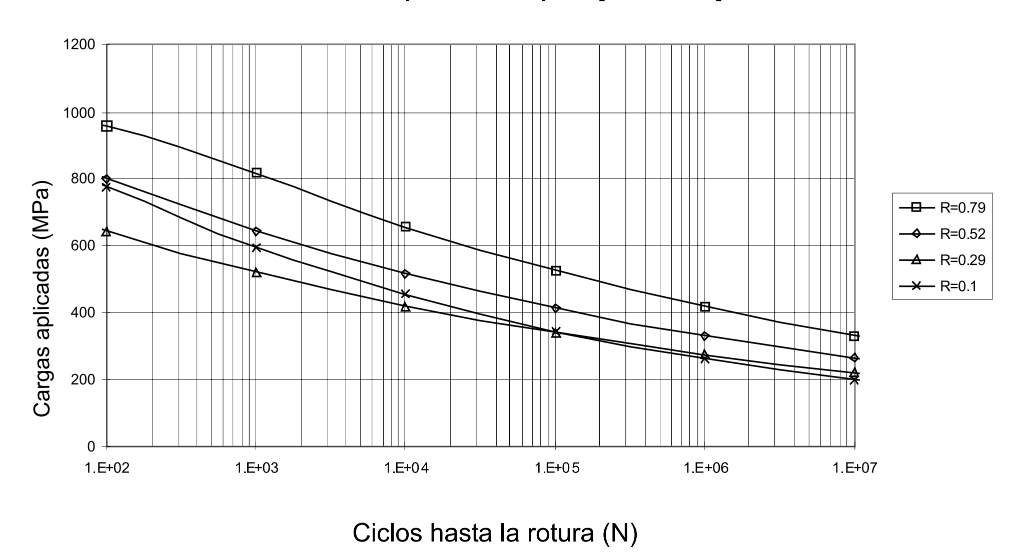


Fig. 3.5.14 Curvas S-N para laminados Vidrio S2/Epoxi 5208 a $[\pm45/0_2]_s$ para distintos ratios de esfuerzo R = 0.79, 0.52, 0.29 y 0.1

3.5.3.3 Sistemas carbono-epoxi

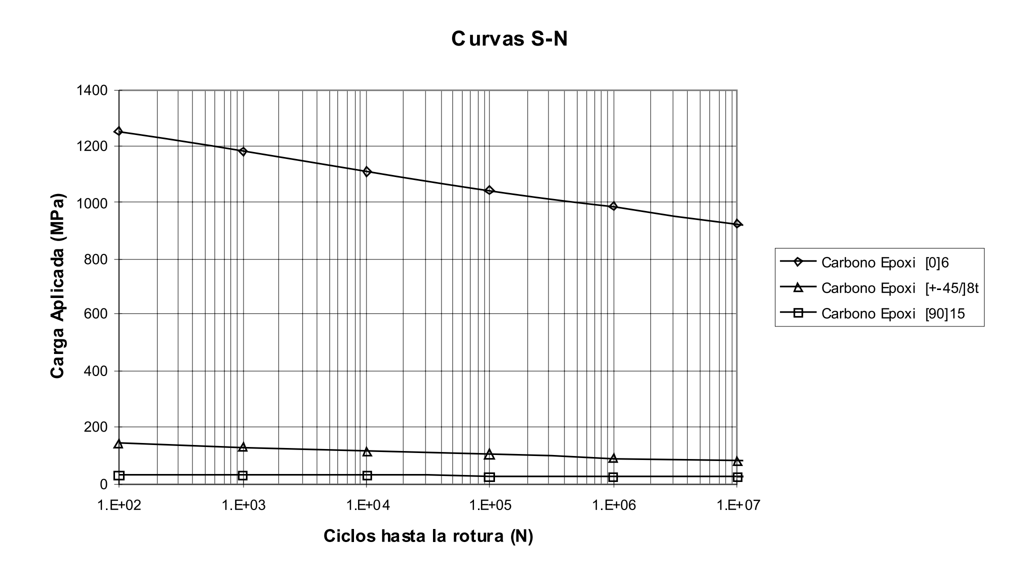


Figura 3.5.15 Curvas S-N para laminados Carbono T300/Epoxi PR313 a $[0]_6$, $[\pm45]_{8t}$ y $[90]_{15}$



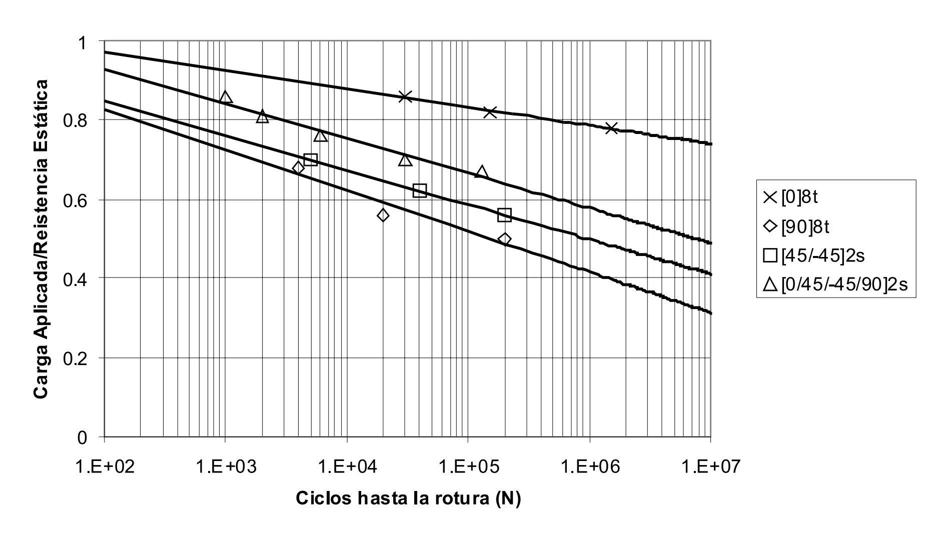


Figura 3.5.16 Curvas S-N normalizadas para laminados Grafito AS4/Epoxi 3502 a $[0]_{8t}$, $[90]_{8t}$, $[\pm 45]_{2s}$ y $[0/\pm 45/90]_{2s}$

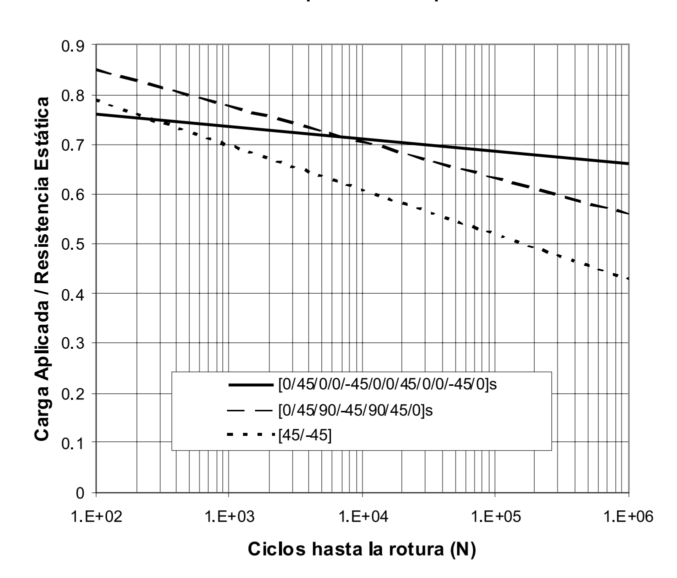


Figura 3.5.17 Curvas S-N normalizadas para laminados Grafito T300/Epoxi a $[0/45/0_2/-45/0_2/45/0_2/-45/0]_s$, $[0/45/90/-45/90/45/0]_s$, y $[\pm 45]$

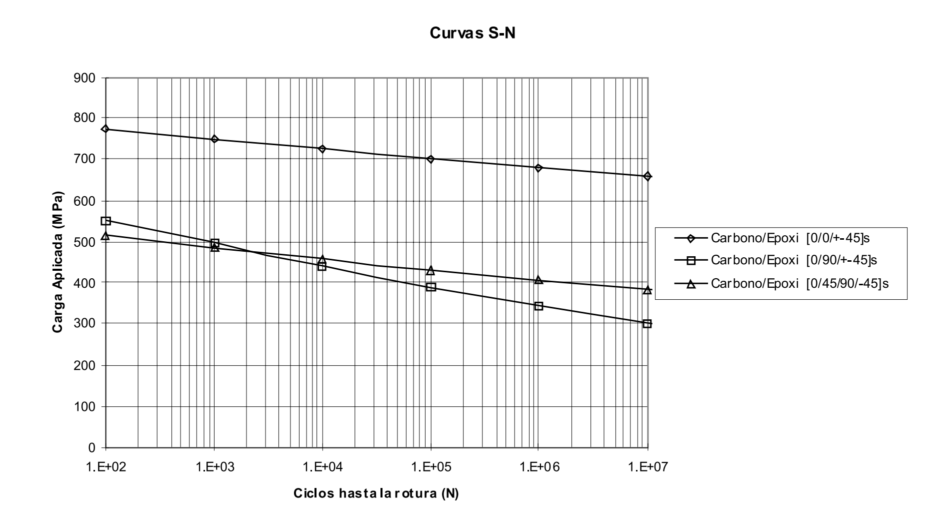


Figura 3.5.18 Curvas S-N para laminados Carbono T300/Epoxi 5208 a $[0_2/\pm45]_s$, $[0/90/\pm45]_s$ y $[0/45/90/-45]_s$

La figura 3.5.15 compara el comportamiento de tres laminados: con fibras a 0^0, con fibras a $\pm45^0$, y con fibras a 90^0. La caída de resistencia en el laminado unidireccional no va más allá del 30%. Por tanto, parece que los laminados unidireccionales de carbono resisten la fatiga mucho mejor que los de fibra de vidrio, donde las pérdidas en resistencia por encima del millón de ciclos de carga podían llegar incluso hasta el 80%.

La figura 3.5.16 muestra distintos laminados en los que varía la proporción y la posición de láminas a 0^0. No queda muy claro cómo la inclusión de fibras en la dirección de la carga afecta a la respuesta del sistema de material, ya que los tres laminados guardan un comportamiento bastante similar. En cambio, la figura 3.5.17 sí que muestra cómo, al contrario que en los laminados de fibra de vidrio, a medida que el contenido de láminas a 0^0 aumenta, la pendiente de la curva *S-N* disminuye.

También se observa la posible influencia que el grupo de láminas a $\pm45^0$ puede tener en la fatiga. La figura 3.5.19 trata de arrojar luz sobre este hecho. Parece deducirse que el grupo de láminas a $\pm45^0$ influyen en la vida del material en la medida en que estas láminas forman un conjunto. Los tres sistemas en los que las láminas a $\pm45^0$ permanecen agrupadas tienen un comportamiento similar. En cambio, el laminado $[0/45/90/-45]_s$ presenta una curva algo más plana, y por tanto más favorable.

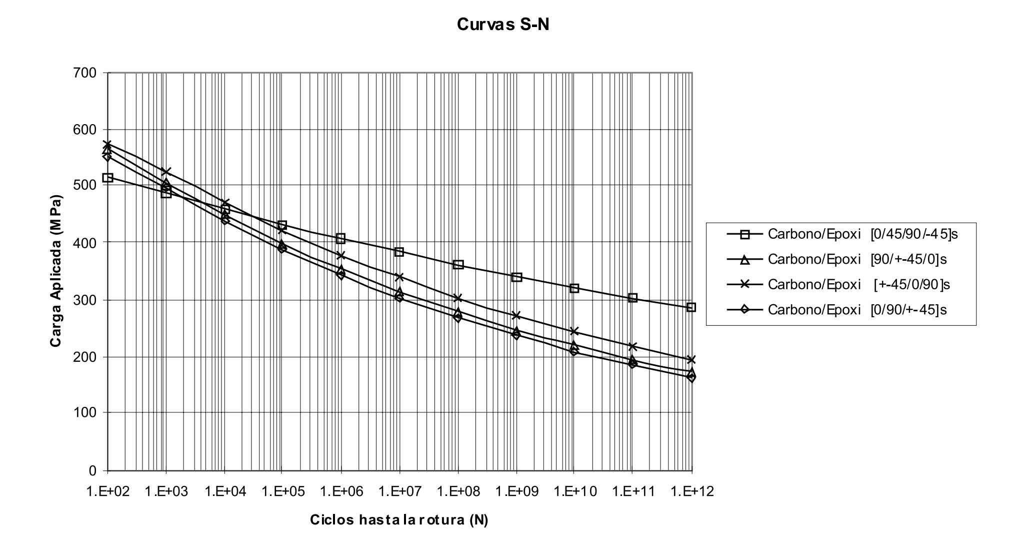


Figura 3.5.19 Curvas S-N para laminados Carbono/Epoxi a $[0/45/90/-45]_s$, $[90/\pm45/0]_s$, $[\pm45/0/90]_s$ y $[0/90//\pm45]_s$

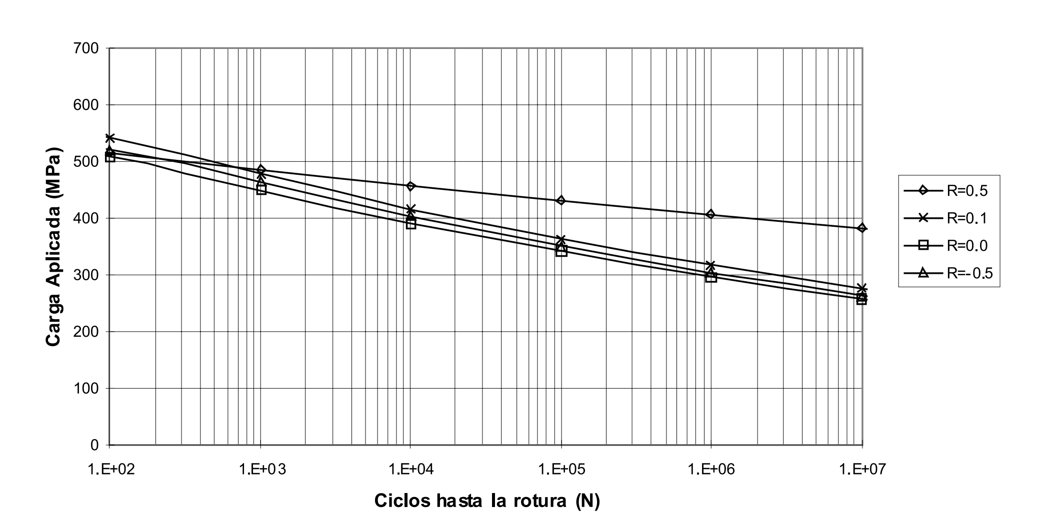


Figura 3.5.20 Curvas S-N para laminados Carbono T300/Epoxi 5208 a $[0/45/90/-45]_{2s}$ para distintos ratios de esfuerzo, R = 0.5, 0.1, 0.0 y –0.5

En la figura 3.5.20 se observa la influencia que el ratio de esfuerzos tiene en el comportamiento a fatiga de un laminado con composición $[0/45/90/-45]_{2s}$. De nuevo, a mayor amplitud del ciclo de carga, la vida a fatiga del material se reduce, como muestran las curvas para ratios R=0.5 y R=0.1. Sin embargo, un hecho importante parece deducirse de esta gráfica, y es la escasa influencia que la parte a compresión, en caso de que exista, parece tener en la pérdida de resistencia. Esta condición es la que parece observarse al comparar las curvas *S-N* para ratios de esfuerzo R=0.0 y R=-0.5 - evidentemente σ_{min} es en este último caso una carga de compresión al comprobar que ambas curvas son prácticamente idénticas.

La figura 3.5.21 refleja la posible influencia que distintos tipos de fibra de carbono y resina epoxi pueden tener en la respuesta a fatiga. Para ello se compara un mismo laminado con composición $[\pm 45]_{8t}$, pero variando el tipo de fibra y de resina. Como puede verse, aunque sí que existe cierta influencia, las curvas siguen trayectorias aproximadamente paralelas, con lo que se deduce que no es éste uno de los parámetros más importantes que pueden afectar a la vida de fatiga de los laminados de fibra de carbono embebidos en matriz epoxi.

Finalmente, las figuras 3.5.22 y 3.5.23 representan las curvas *S-N* para distintos sistemas de materiales compuestos de fibra de carbono en matriz epoxi, sin otra razón más que ampliar la información ya vista sobre los laminados de matriz epoxi y fibra de carbono, debido a su amplia utilización en problemas de fatiga por su buen comportamiento ante cargas repetitivas.

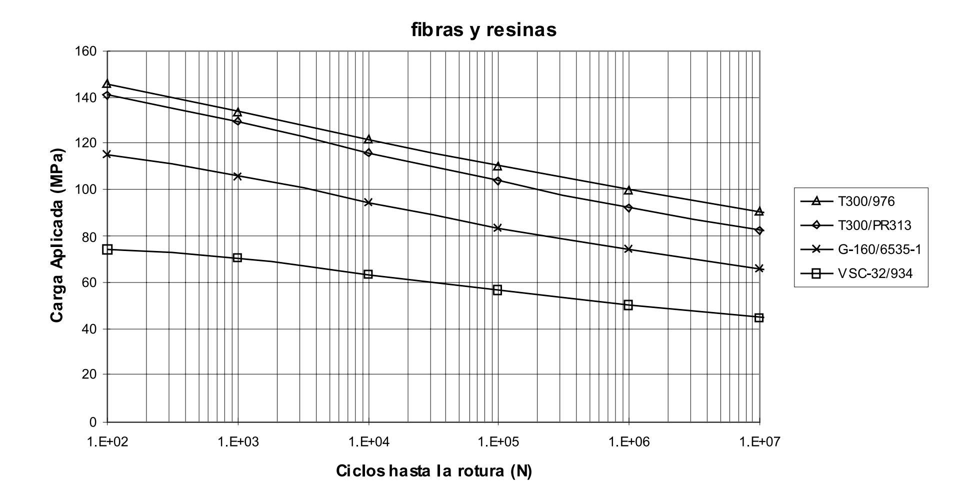


Figura 3.5.21 Curvas S-N para laminados de Carbono/Epoxi $[\pm 45]_{8t}$ con distintas clases de fibra y resina



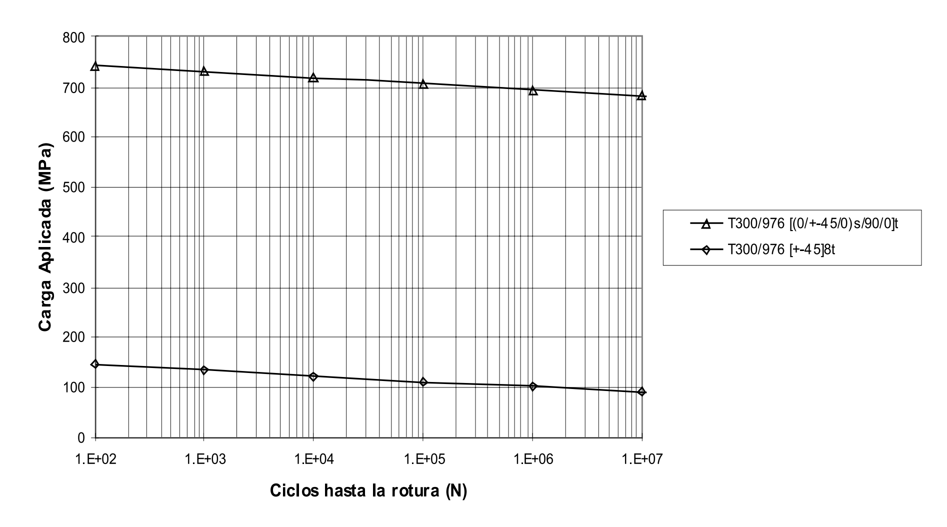


Figura 3.5.22 Curvas S-N para laminados de Carbono T300/Epoxi 976 a $[(0/\pm45/0)_s/90/0]_t$ y $[\pm45]_{8t}$

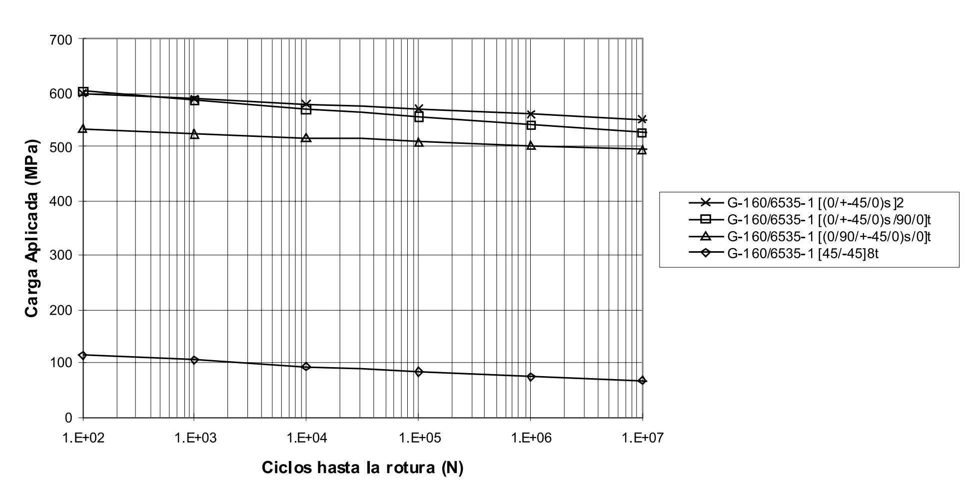


Figura 3.5.23 Curvas S-N para laminados Carbono G-160/Epoxi 6535-1 a $[(0/\pm45/0)_s]_2$, $[(0/\pm45/0)_s/90/0]_t$, $[(0/90/\pm45/0)_s/0]_t$ y $[\pm45]_{8t}$

3.5.3.4 Sistemas aramida-epoxi

Debido al excelente comportamiento de los sistemas aramida-epoxi frente al daño, resulta de gran interés el estudio de su capacidad resistente frente a cargas cíclicas. Como generalmente este tipo de fibras no entran como único constituyente en una estructura de material compuesto, sino que más bien aparecen en sistemas híbridos a los que aportan su gran resistencia ante impactos, resulta más interesante destacar el comportamiento a fatiga de este tipo de material compuesto en presencia de defectos. La figura 3.5.24 muestra el comportamiento de un laminado aramida-epoxi unidireccional, bajo distintas condiciones de daño. El primer sistema corresponde a una probeta plana sin ningún tipo de defectos. El segundo sistema corresponde a una probeta con un agujero circular. Por último, el tercer sistema consiste en laminados aramida-epoxi a los que se ha sometido a un impacto previo a gran velocidad (en torno a 60 m/s) mediante un objeto de masa reducida. Como se puede observar, el comportamiento de la aramida-epoxi frente a cargas cíclicas apenas se ve afectado en lo que se refiere a comportamiento cualitativo. Obviamente, la resistencia del laminado se reduce, pero la pendiente de las curvas *S-N* permanece aproximadamente paralela. Esto indica que, aunque el laminado presente grietas, el crecimiento de éstas es bastante independiente de la carga cíclica aplicada, a diferencia de otros sistemas de fibras muy frágiles como pueden ser los de carbono.



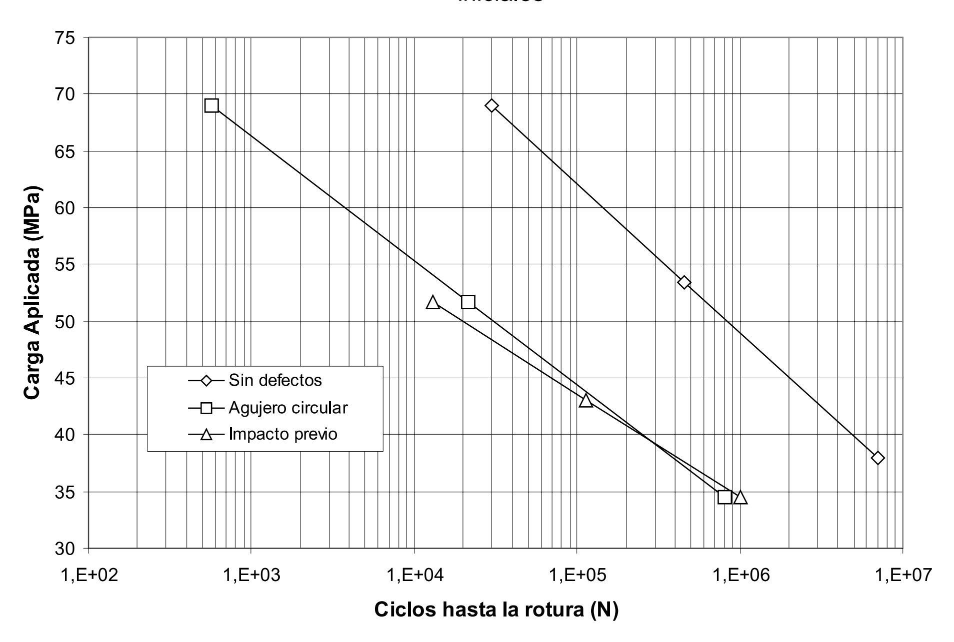


Figura 3.5.24 Curvas S-N para un laminado Aramida-Epoxi sin defectos, con agujero circular y con impacto previo a gran velocidad

Referencias

1. Weibull, W., "*A Statistical Theory of Strength of Materials*", Ingeniörs Vetenskaps Achademiens Hadligar, Informe No 153, 1939.

2. Weibull, W., "*The Phenomenon of Rupture in Solids*", Ingeniörs Vetenskaps Achademiens Hadligar, Informe No 153, 1939.

3. Weibull, W., "*A Statistical Distribution of Wide Applicability*", J. of Appl. Mech., Vol. 18, 1951, p. 293-297.

4. Kim, R.Y., Donaldson, S.L. "*Life Prediction of Glass/Vynilester and Glass/Polyester Composites under Fatigue Loading*", ICCM 10, 1995.

5. Reifsnider, K.L. (Ed.), "*Fatigue of Composite Materials*" – Composite Materials Series, Vol. 4, Elsevier Science Publishers, 1991.

6. Reifsnider, K.L., Henneke, E.G., Stinchcomb, W.W., "*Defect-Property Relationships in Composite Materials*", Technical Report AFML-TR-76-81, Part IV, Air Force Materials Laboratory, 1979

7. Kim, R.Y., "*Experimental Assesment of Static and Fatigue Damage of Graphite/Epoxy Laminates*", ICCM 3, 1980.

8. Soni, S.R., Kim, R.Y., "*Delamination of Composite Materials Stimulated by Interlaminar Shear*", Composite Materials: Testing and Design (7th Conference), ASTM, 1986.

9. Hahn, H.T., "*Fatigue Behavior and Life Prediction of Composite Laminates*", Composite Materials: Testing and Design (3rd Conference), ASTM, 1979.

10. Hahn, H.T., Kim, R.Y., "*Fatigue Behavior of Composite Laminate*", J. Compos. Mater., Vol 10, 1976.

11. Pagano, N.J., Pipes, R.B., "S*ome Observations on the Interlaminar Strength of Composite Laminates*", Int. J. Mech. Sci., Vol 15, 1973.

12. Pagano, N.J., Soni, S.R., "*Global-Local Laminate Variational Model*", Int. J. Solids Struct., Vol 19, 1983.

13. D. Revuelta, E. Mataix, J. Cuartero, M. Lizaranzu, R. Olivares, J. Alierta, "*Una nueva aproximación para el estudio del comportamiento a fatiga de los materiales compuestos de matriz polimérica*", AEMAC 97, 1997.

14. Revuelta D., Cuartero J., Miravete A., Clemente R., "*A new approach to the analysis of fatigue behavior in polymeric-matrix composites*", ICCST/2, 1998

15. D. Revuelta, J. Cuartero, A. Miravete, R. Clemente "*A new approach to fatigue analysis in composites based on residual strength degradation*", Journal of Composite Structures, Vol. 48, p. 183-186, 2000

16. Whitney, J.M. “*Fatigue Characterization of Composite Materials*”, AFWAL-TR-79-4111, Air Force Materials Laboratory, 1979.

17. Ramani, S.V., Williams, D.P. “*Axial Fatigue of [0/±30]3s Graphite/Epoxy*”, Failure Modes in Composites, D. Revuelta, J. Cuartero, A. Miravete, R. Clemente “A new approach to fatigue analysis in composites based on residual strength degradation”, Journal of Composite Structures, Vol. 48, p. 183-186, 2000ol III, 1976, p. 115.

18. Hashin, Z., Rotem, A. “*A Fatigue Failure Criterion for Fiber Reinforced Material*s”, J. of Comp. Mater., Vol. 7, 1973, p. 448-464.

19. Awerbush, J., Hahn, H.T., “*Off-axis Fatigue of Graphite/Epoxy Composites*”, Fatigue of Fibrous Composite Materials, ASTM STP 723, 1981.

20. Kujaeski, D, Chiu, A.S, Ellyin, F. “*Predictive Method for Long-Term Fatigue Strength of FRP Pipe*”, Technical Report, Imperial Oil, 1994.

21. Frost, S.R., “*The Fatrigue Performance of Glass Fiber/Epoxy Matrix Filament Wound Pipes*”, ICCM 9, 1993.

22. Swanson, R.E, Mindroui, V.E. “*The Stacked Lamellar Texture in Fracture Surfaces of Fiber Composites*”, J. of Mat. Sci., Vol 20, 1985.

23. Swanson, S.R., Christoforou, A.P., “*Response of Quasi-Isotropic Carbom/Epoxy Laminates to Biaxial Stresses*”, J. of Comp. Mater., Vol. 20, 1986, p 457-471

24. Findley, W.N., “*A Theory for the Effect of Mean Stress on Fatigue of Metals under Combined Torsion and Axial Loading or Bending*”, ASME J. of Engineering for Industry, 1959.

25. Fawaz, Z., Ellyin, F., “*Fatigue Failure Model for Fiber Reinforced Materials under General Loading Conditions*”, J. of Comp. Mater., Vol 28, 1994.

26. Rotem, A., Hashin, Z., “*Fatigue Failure of Angle-Ply Laminates*”, AIAA Journal, , Vol 14, 1976.

27. Miner, M.A., “Cumulative Damage in Fatigue”, J. Appl. Mech., Vol. 12, 1945, p. 159.

28. Wang, S.S., Chim, E.S., Suemau, H., “*Mechanics of Fatigue Damage and Degradation in Random Short-Fiber Composites, Part I – Damage Evolution and Accumulatio*n”, J. Appl. Mech., Vol. 108, 1986, p. 339-346.

29. Wang, S.S., Chim, E.S., Suemau, H., “*Mechanics of Fatigue Damage and Degradation in Random Short-Fiber Composites, Part II – Analysis of Anisotropic Property Degradation*”, J. Appl. Mech., Vol. 108, 1986, p. 347-353.

30. Wang, S.S., Chim, E.S., Socie, D.F., Gauchel, J.V., Olinger, J.L., “*Tensile and Torsional Fatigue of Fiber-Reinforced Composites at Cryogenic Temperatures*”, J. Eng. Mater., Vol. 104, 1982, p. 121-127.

31. Wang, S.S., Chim, E.S.-M., "*Fatigue Damage and Degradation in Random Short-Fiber SMC Composites*", J. Compos. Mater., Vol. 17, 1983, p. 319-329.

32. Fatemi, A., Kurath, P., "*Multiaxial Fatigue Life Predictions under the Influence of Mean-Stresses*", J. Eng. Mater., Vol. 110, 1988, p. 380-388.

33. Hertzberg, R.W., Manson, T.A., "*Fatigue of Engineering Plastics*", Academic Press, 1980.

34. Lemaitre, J., Plumtree, A., "*Application of Damage Concepts to Predict Creep-Fatigue Failure*" J. of Eng. Materials and Technology, 101, Julio, 1979, 284-292.

35. Lemaitre, J., "*Modelo de Daño para la Predicción de Fallo por Creep o por Fatiga*", Laboratoire de Mécanique et Technologie, Universite P. et M. Curie, Paris VI, Cachan, Rapport No 3, 1980.

36. Kim, S.L, Skibo, M.D., Manson, J.A., Hertzberg, R.W., Janisjewski, J., "*Tensile, Impact and Fatigue Behavior of an Amine-Cured Epoxy Resin*", Pol. Engr. And Science, Vol. 18, 1978, p. 1093-1100.

37. Mizutani, K., Iwatsu, T., "*Influence of External Enviroments on Fatigue Crack Growth in Epoxy Resin*", Pol. Engr. And Science, Vol. 23, 1983, p. 183-185.

38. Sutton, S.A., "*Fatigue Crack Propagation in an Epoxy Polymer*", Engr. Fract. Mechanics, Vol. 6, 1974, p. 587-595.

39. Hertzberg, R.W, Nordberg, H., Manson, J.A., "*Fatigue Crack Propagation in Polymeric Materials*", J. of Mat. Science, Vol. 5, 1970, p. 521-526.

40. Hwang, J.-F., Manson, J.A., Hertzberg, R.W., Miller, G.A., Sperling, L.H., "*Fatigue Crack Propagation of Rubber-Toughened Epoxies*", Pol. Engr. And Science, Vol. 29, 1989, p. 1477-1487.

41. DiBenedetto, A.T., Salee, G., "*Fatigue Crack Propagation in Graphite Fiber Reinforced Nylon 66*", Pol. Engr. And Sci., Vol. 19, 1979, p. 512-518.

42. Riegner, D.A., Hsu, J.C., "*Fatigue Considerations of FRP Composites*", Proc. SAE Fatigue Conference P 109, 1982, p. 237-247.

43. ASTM E647-91, "*Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Propagation Rates*", ASTM Committee on Fracture Testing, 1991.

44. D. Revuelta, J. Cuartero, A. Miravete, R. Clemente (1998) " *A New Approach to the Analysis of Fatigue Behaviour in Polymeric-Matrix Composites*", Proceedings of ICCST/2 (International Conference on Composite Science and Technology), 9-11 June, Durban, South Africa, pages 513-518.

45. D. Revuelta, L. Castejón, M. A. Jimenez, J. Cuartero, A. Miravete (1998) "*Fatigue Analysis based on Residual Strength Degradation in Composites"*, Proceedings of 31st ISATA (International Symposium on Automotive Technology & Automation) , 2-5 June Dusseldorf, Germany, pages 625-632.

3.6 CAPACIDAD DE ABSORCIÓN DE ENERGÍA DE LOS MATERIALES COMPUESTOS

3.6.1 Introducción

Los excelentes valores de resistencia y rigidez específicas, junto con la flexibilidad en el diseño o la resistencia a la corrosión y una larga serie de ventajas, permiten la utilización de los materiales compuestos en elementos estructurales de altas prestaciones sustituyendo a materiales metálicos tradicionales. A estas características debe unirse también la elevada capacidad específica de absorción de energía de los materiales compuestos, que los convierte en una solución excelente en el diseño de elementos para la absorción de energía cinética en un choque.

La elevada capacidad específica de absorción de energía de los materiales compuestos de matriz orgánica durante un choque es consecuencia de los complejos modos de fallo que el material puede exhibir de forma simultánea; mientras que por el contrario, los metales solamente absorben la energía asociada al choque mediante deformación plástica. En general, puede afirmarse que la utilización de materiales compuestos en la estructura de un vehículo permite obtener un comportamiento frente a choque que va a ser como mínimo equivalente al que se obtendría utilizando metales.

Debido a que el aplastamiento axial de tubos constituye, con independencia del material utilizado, la forma óptima de absorber energía en un choque, durante los últimos años el estudio de la absorción de energía en materiales compuestos se ha centrado fundamentalmente en el análisis del fallo axial de tubos, de cara a su utilización como elementos absorbedores de energía en un choque. A continuación se muestran los distintos mecanismos a través de los que se produce la absorción de energía en tubos realizados en materiales compuestos de matriz orgánica reforzados con fibras largas, así como un ejemplo de la aplicación de estos materiales al diseño de un elemento absorbedor de energía para automóvil.

3.6.2 Absorción de energía en tubos de materiales compuestos

3.6.2.1 Materiales compuestos frente a metales

Las estructuras metálicas incorporadas habitualmente en el diseño de vehículos basan su respuesta a choque en la deformación plástica del material. Una de las formas que se ha utilizado tradicionalmente para absorber energía en un choque es el plegado progresivo de tubos metálicos [1]. El plegado de los tubos metálicos bajo cargas axiales está asociado a la formación de zonas de plastificación del material; si el plegado es progresivo, es decir, comienza localmente y se propaga de forma estable a lo largo del tubo, la energía absorbida aumenta substancialmente respecto a los niveles alcanzados cuando lo que se produce es un fallo catastrófico de la estructura. Los niveles de absorción de energía por plegado progresivo de tubos de acero y aluminio de baja resistencia pueden cifrarse entre los 15 y los 30 J/gr; cifras que pueden ser superadas ampliamente por los tubos realizados en materiales compuestos reforzados con fibras largas, en los que el fallo está asociado habitualmente a varios procesos simultáneos: agrietamiento de la matriz, rotura de fibras, delaminación, etc.

3.6.2.2 Aplastamiento progresivo en tubos de materiales compuestos

Como en el caso de los metales, la energía absorbida en un choque por un tubo de material compuesto aumenta substancialmente si el fallo del tubo se produce de forma progresiva y no de forma catastrófica. Además el fallo catastrófico suele estar asociado a cargas muy elevadas que podrían dañar a otras partes de la estructura a la que son transmitidas y que no permitirían asegurar la seguridad de los ocupantes de un vehículo.

El hecho de que el aplastamiento de un tubo de material compuesto pueda producirse de forma progresiva depende de diversos factores como el tipo de fibra y el tipo de resina, volumen de fibra, secuencia de apilamiento del laminado, geometría del tubo, o la utilización de mecanismos iniciadores del fallo [2-4]. El fallo catastrófico suele presentarse en tubos frágiles a los que no se incorpora ningún tipo de mecanismo iniciador del fallo, como puede ser la realización de un bisel en uno de los extremos del tubo. La figura 3.6.1 muestra de forma esquemática los tipos de fallo catastrófico y progresivo de un tubo de material compuesto bajo carga axial. En la figura 3.6.2 se representa la curva típica de carga frente a desplazamiento para fallo catastrófico.

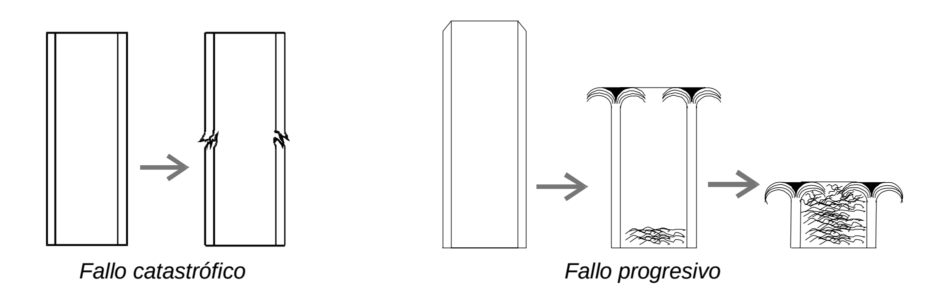


Figura 3.6.1 Fallo catastrófico y progresivo de un tubo de material compuesto

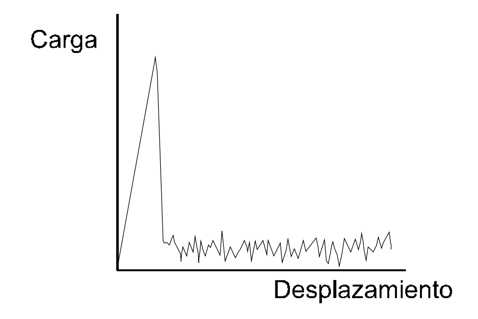


Figura 3.6.2 Curva carga/desplazamiento asociada al fallo catastrófico de un tubo de material compuesto

La figura 3.6.3 muestra la curva carga/desplazamiento correspondiente al fallo progresivo esquematizado en la figura 3.6.1. El primer pico de carga en la curva corresponde al inicio del fallo del material, después el aplastamiento continúa por avance de la zona de fallo bajo un nivel de carga aproximadamente constante, este nivel de carga sostenida es el que determina la cantidad de energía absorbida.

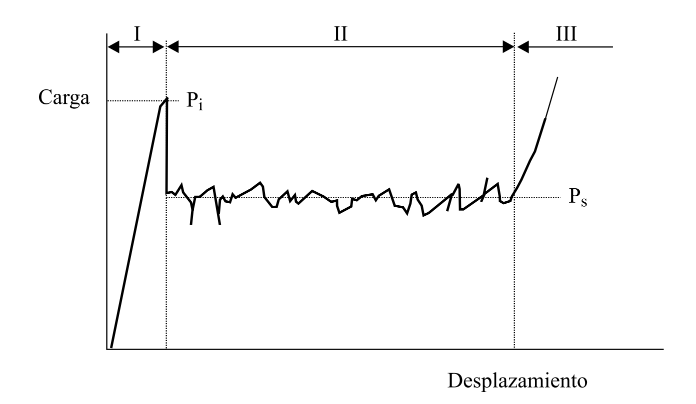


Figura 3.6.3 Curva carga/desplazamiento asociada al aplastamiento progresivo de un tubo de material compuesto

A la vista de las curvas de las figuras 3.6.2 y 3.6.3, es evidente que los niveles de absorción de energía, determinados por el área bajo la curva, son superiores en el aplastamiento progresivo, ya que en el caso de fallo catastrófico la carga sostenida es prácticamente nula. Además los niveles máximos de carga que se alcanzan, y que serían transmitidos al resto de la estructura son menores en el caso del fallo progresivo, lo que se traduce en un aumento de la seguridad del resto de la estructura.

El aumento de carga que aparece en el tramo final de la curva carga/desplazamiento de la figura 3.6.3 correspondería al aplastamiento de un tubo de sección cerrada en el que parte del material roto se fuese acumulando en el interior del perfil. Como se aprecia en los el dibujo de la figura 3.6.2, finalmente el aplastamiento del tubo implica la compactación del material ya roto y acumulado en el interior del perfil, con lo que la carga aumenta de forma descontrolada.

La capacidad de absorción de energía específica en un caso de aplastamiento a compresión suele definirse mediante el esfuerzo especifico de aplastamiento E_s, definido como [2]

$$E_s = \frac{P_s}{\rho A}$$

A = Area de la sección de tubo

ρ = densidad del material

Al identificar la energía especifica absorbida con el esfuerzo especifico de aplastamiento se está despreciando la energía asociada al pico inicial de carga, se pretende de este modo obtener un valor que sea realmente representativo del proceso de aplastamiento progresivo.

A efectos de diseño algunos autores [2] recomiendan modificar la definición anterior para incluir la eficiencia definida como

$$\varepsilon = \frac{d_b - d_i}{l}$$

donde l es la longitud inicial del perfil y d_i y d_b son los desplazamientos correspondientes al pico inicial de carga y al posible inicio del aumento de carga por compactación del material roto. Incluyendo la eficiencia la definición de la energía específica de aplastamiento sería

$$E_s = \frac{P_s}{\rho A}\varepsilon$$

3.6.2.3 Modos de aplastamiento progresivo en tubos de materiales compuestos

En el proceso de aplastamiento progresivo de tubos de material compuesto pueden distinguirse tres modos de fallo del material: pandeo local, flexión laminar, y cizallado transversal. Los modos de flexión laminar y cizallado transversal suelen presentarse de formar simultánea, se habla entonces del modo de fractura frágil. A continuación se presentan los citados modos de fallo según la definición de *Farley et al* [5].

Cizallado transversal.

Este modo de fallo se caracteriza por la aparición de grietas cortas tanto interlaminares como longitudinales que dan lugar a la formación de haces de una o varias láminas. La longitud de estas grietas es menor que el espesor del laminado. Los pequeños haces de láminas actúan como columnas que resisten la carga aplicada hasta que se produce la fractura de la base del haz, apareciendo así la forma de cuña característica de este modo de fallo y que se ilustra en la figura 3.6.4.

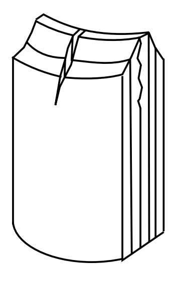


Figura 3.6.4 Modo de fallo por Cizallado transversal

Este modo de fallo está controlado por el crecimiento de las grietas interlaminares y la fractura de los haces de láminas. La absorción de energía se produce fundamentalmente por la fractura de los haces de láminas.

Flexión laminar

Este modo se caracteriza por la formación de grietas interlaminares e intralaminares, y de grietas paralelas a la dirección de la fibra que pueden extenderse a más de un laminado si no existe cambio en la orientación. La longitud de estas grietas es al menos 10 veces el espesor del laminado.

A diferencia del modo de cizallado transversal, en este modo los haces de láminas no se fracturan sino que se flexionan sobre la superficie que aplasta el tubo. La figura 3.6.5 ilustra este modo de fallo.

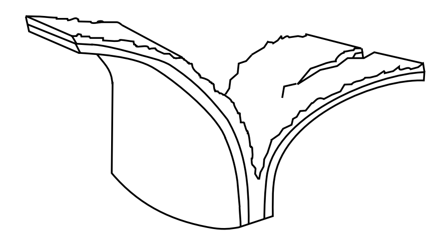


Figura 3.6.5 Modo de fallo por flexión laminar

El principal mecanismo de absorción de energía en este modo de fallo es el crecimiento de las distintas grietas, aunque también es importante la energía asociada a esfuerzos de fricción. Los esfuerzos de fricción están asociados al desplazamiento relativo de los haces de láminas respecto a la superficie sobre la que es aplastado el tubo y al desplazamiento relativo entre haces de láminas adyacentes.

Fractura frágil

Este modo es una combinación de los modos de cortadura transversal y flexión laminar. La longitud de las grietas se sitúa en este caso entre 1 y 10 veces el espesor del laminado. Los haces de láminas se flexionan al tiempo que las grietas crecen hasta que se produce la fractura en la base del haz. Cuando el haz se fractura la carga se redistribuye y vuelve a comenzar el proceso cíclico de crecimiento de grieta, flexión de las láminas y rotura del haz. Éste es el modo de fallo más habitual en tubos reforzados con fibras frágiles como el carbono y el vidrio.

Pandeo local

Este modo se ilustra en la figura 3.6.6. Consiste en la formación de zonas de pandeo local por deformación plástica del material

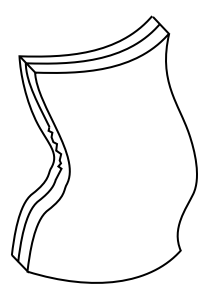


Figura 3.6.6 Modo de fallo por pandeo local

Pueden aparecer grietas interlaminares en los limites de las zonas que muestran pandeo, aunque no es habitual que estas grietas se extiendan hasta alcanzar otras zonas de pandeo. El proceso de aplastamiento está controlado por la plastificación de la fibra y/o la matriz.

Los materiales reforzados con fibras dúctiles como las de aramida pueden presentar plastificación tanto en la fibra como en la matriz mientras que los reforzados con fibras frágiles solamente pueden presentar plastificación de la matriz. Además para que un material reforzado con fibras frágiles pueda presentar pandeo local, al carácter dúctil de la matriz deben unirse las siguientes condiciones: las tensiones interlaminares deben estar muy por debajo de la resistencia de la matriz, la deformación de fallo de la matriz debe ser mayor que la de la fibra.

Los modos de cizallado transversal, flexión laminar y la combinación de ambos, fractura frágil, se presentan exclusivamente en materiales reforzados con fibras frágiles como el carbono y el vidrio.

3.6.2.4 Influencia de parámetros del material y geometría en los valores de absorción de energía

El primer parámetro a considerar al analizar la absorción de energía en tubos de materiales compuestos es el tipo de fibra y resina utilizados. En cuanto a las fibras, para una misma resina, las energías absorbidas con refuerzo de carbono superan por lo general a las correspondientes a vidrio y éstas a las correspondientes a aramida. En cuanto a las resinas, los mayores niveles de absorción suelen obtenerse con epoxi, decreciendo de forma progresiva los correspondientes a viniléster, poliéster y resinas fenólicas.

Otro parámetro que puede tener una gran influencia en el nivel de absorción de energía en tubos de material compuesto es la orientación de la fibra, especialmente en tubos en los que el fallo está asociado a fractura frágil. Los mayores niveles se obtienen con elevadas proporciones de fibra en la dirección axial (0º) en combinación con capas interiores y exteriores con presencia de fibras a 90º.

En cuanto a la geometría del perfil, el nivel de energía absorbida suele ser mayor en tubos de sección circular que en tubos de sección cuadrada o rectangular con secciones de dimensiones semejantes, debido a que en estos últimos en las esquinas aparece una concentración de tensiones que favorece el crecimiento de grietas con niveles de carga no muy elevados.

De todos modos, puede considerarse que el principal parámetro a considerar en el análisis de la absorción de la energía en tubos de material compuesto es el tipo de mecanismo utilizado para iniciar el

fallo local y evitar el fallo catastrófico. La selección del mecanismo de inicio debe basarse, como se ha indicado anteriormente, no solo en asegurar un nivel de carga mantenida elevado sino en evitar picos iniciales de carga con valores que puedan resultar dañinos para otros elementos estructurales a los que se transmite la carga. La figura 3.6.7 muestra los principales tipos de mecanismo iniciador.

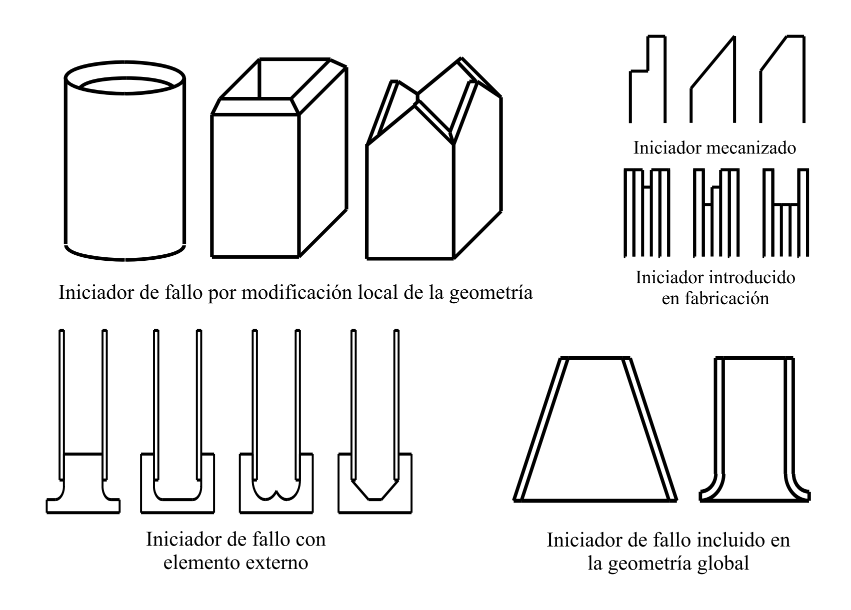


Figura 3.6.7 Distintas tipologías de iniciador de fallo progresivo

3.6.2.5 Influencia de la velocidad de aplastamiento en la energía absorbida

La rigidez y la resistencia de un material compuesto pueden depender de la velocidad de deformación; dependencia que puede afectar a la capacidad de absorción de energía del material. Las propiedades de las fibras más utilizadas, vidrio y carbono, son independientes de la velocidad de deformación; en cambio, en algunas matrices la variación de propiedades puede ser importante. Se ha comprobado experimentalmente que en aquellos tubos en los que el modo de fallo está controlado por las propiedades de la fibra la energía absorbida por aplastamiento progresivo es prácticamente independiente de la velocidad del aplastamiento, obteniéndose en ensayos de aplastamiento cuasiestáticos valores de absorción muy similares a los obtenidos en ensayos dinámicos.

En los casos en los que una cantidad importante de la energía absorbida está asociada a fenómenos dependientes de la matriz como el crecimiento de grieta, la velocidad de aplastamiento puede influir en la cantidad de energía absorbida si las propiedades de la matriz dependen de forma importante de la velocidad de deformación. Los resultados existentes en la bibliografía actual no permiten establecer una relación clara entre el aumento de la velocidad de ensayo y los valores de absorción de energía; en general, en instalaciones dinámicas de impacto, al aumentar la velocidad inicial aumentan los niveles de absorción [6], aunque es

habitual que en estos casos la variación de energía absorbida supere el 15% respecto al ensayo cuasiestático en maquinas hidráulicas.

3.6.2.6 Niveles de absorción de energía en tubos de materiales compuestos

En la tabla 3.6.1 se muestran como referencia distintos valores de energía específica absorbida asociados al aplastamiento progresivo de distintos materiales compuestos [7], estos valores han sido recogidos de la literatura existente. Como se ha indicado con anterioridad, para medir la energía especifica absorbida se utiliza el esfuerzo específico de aplastamiento, que es un valor que se refleja en la tabla 3.6.1

Tabla 3.6.1 Niveles típicos de absorción de energía en tubos de material compuesto

MATERIAL	PROCESO	E_s (J/gr)	E_s (J/gr)
vidrio /poliéster, V_f=45%	enrollamiento θ=45º	41 (4mm/s)	38 (4m/s)
vidrio /poliéster, V_f=50%	tejido equilibrado	65 (4mm/s)	55 (4m/s)
vidrio/poliéster, V_f=50%	SMC	27 (1mm/s)	37 (4m/s)
carbono/epoxi, V_f=60%	0/90	63 (10 mm/s)	60 (10m/s)
carbono/epoxi, V_f=60%	tejido equilibrado	75 (2mm/s)	75 (8m/s)

Los valores obtenidos en el plegado progresivo de tubos de acero y aluminio de baja resistencia se aumenten entre 15 y 30 J/gr. Como se puede apreciar en la tabla, la utilización de tubos de materiales compuestos permite superar esas cantidades en más del 100%, llegándose a alcanzar los 75 J/gr.

3.6.3 Ejemplo de aplicación: Diseño de estructura absorbedora para automoción

Se presenta a continuación un ejemplo de elemento absorbedor de energía realizado en materiales compuestos para sustituir al elemento metálico utilizado en un turismo. En el diseño presentado se consigue un ahorro de peso superior al 30%, quedando patentes las ventajas que los materiales compuestos presentan frente a los metálicos para la absorción de energía [8].

El elemento absorbedor se sitúa entre el paragolpes y el bastidor; su misión es absorber la energía asociada a un choque frontal del vehículo dentro de un determinado rango de velocidades. En su deformación deben diferenciarse una zona reversible y otra irreversible. Según el mercado al que esté destinado el vehículo, el rango de velocidades para deformación reversible tendría que extenderse hasta 4 Km/h en el mercado europeo y 8 Km/h en el americano. La deformación irreversible se produciría una vez superados los niveles anteriores, exigiéndose que hasta una velocidad de 15 Km/h no se transmita energía al resto de la estructura. Uno de estos elementos se representa de forma esquemática en la figura 3.6.8.

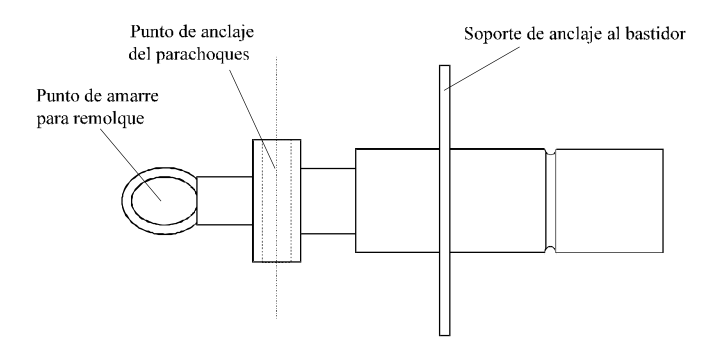


Figura 3.6.8 Esquema del elemento absorbedor

En la figura 3.6.9 se representa de forma esquemática el diseño propuesto para el absorbedor y el funcionamiento del mismo. El diseño consiste fundamentalmente en un tubo metálico que sirve de soporte al mecanismo absorbedor, constituido por un tubo metálico y un anillo de goma. El tubo de material compuesto es el encargado de la absorción de energía en un choque, las partes metálicas actúan como soporte para asegurar el fallo progresivo y evitar inestabilidades. Al aplicar una carga de compresión axial (choque frontal del vehículo) el anillo de goma se deforma de forma reversible, si la carga sigue aumentando comienza la rotura del tubo de pultrusión, absorbiéndose la energía por fallo progresivo del material.

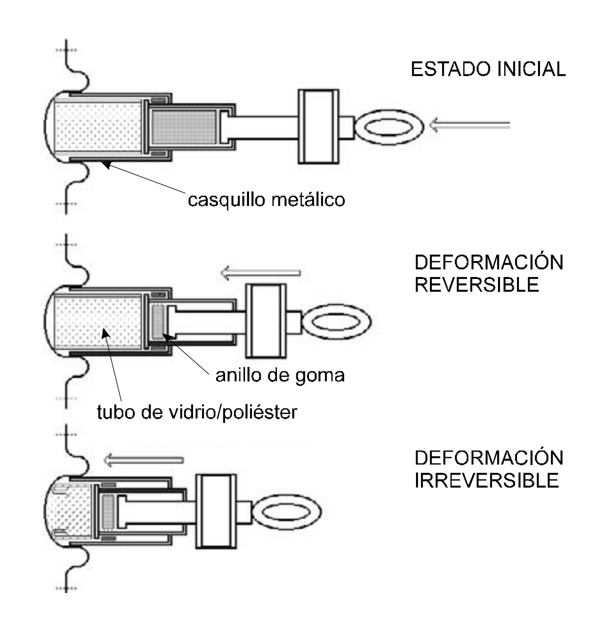


Figura 3.6.9 Esquema de funcionamiento del elemento absorbedor

El diseño final consiste en un tubo cilíndrico de 33 mm de radio exterior y 26 mm de radio interior realizado en pultrusión vidrio E/poliéster, con una longitud de 90 mm. En la figura 3.6.10 se puede ver la comparación de las curvas experimentales de carga/desplazamiento del diseño en material compuesto y del anterior diseño metálico.

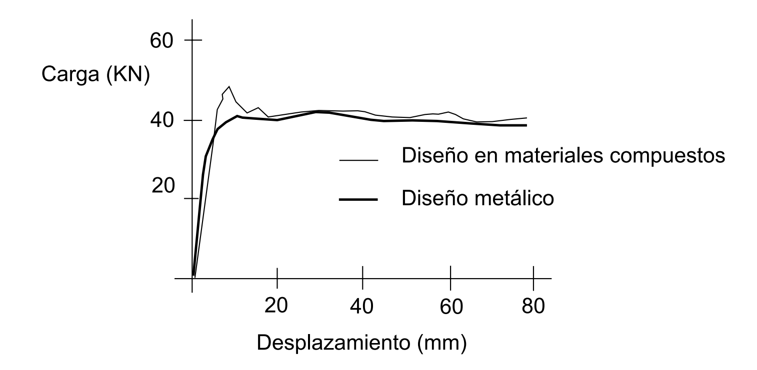


Figura 3.6.10 Curvas del ensayo del diseño en materiales compuestos y del anterior diseño metálico

Como se aprecia en la figura, el comportamiento del diseño en materiales compuestos es muy similar al del anterior diseño en metal, lográndose la misma cantidad de energía absorbida pero en un diseño mucho más ligero (el ahorro de peso es de un 36%). La carga inicial muestra un pico en el caso de la pultrusión que no existía en el diseño metálico, pero no se superan los 50 KN, valor límite de diseño. Se ha estimado además que en el coste se obtendría un ahorro de casi el 16% ya que el diseño metálico incluye varías piezas para realizar la función que ahora corresponde a un único tubo de pultrusión, reduciéndose substancialmente el tiempo de montaje.

Bibliografía

1. P. H. Thornton.“*Metal and FRP composite energy absorbing structures*”. Proc. advd. Composites Conf. ASM/ESD, Deaborn, Michigan, 1985

2. D. Hull. “*A Unified Approach to Progressive Crushing of Fibre-Reinforced Composite Tubes*”. Composites Science and Technology, vol. 40 1991.

3. P.H. Thornton,. and Jeryan, R.A.“*Crash Energy Management in Composite Automotive Structures*”. Int. J. of Impact Engineering, Vol.7, No.2, 1988.

4. P.H. Thornton. “*Effect of Trigger Geometry on Energy Absorption of Composite Tubes*”. Proceedings of ICCM-V, Editors Harrington et al, Metallurgical Society, Pennsylvania, 1985.

5. G. L. Farley., R.M. Jones. “*Prediction of the Energy-Absorption Capability of Composite Tubes*”. Journal of Composite Materials, vol. 26 nº2, 1992

6. P.H. Thornton. “The crush behaviour of pultruded tubes at high strain rates”. Journal of Composite Materials. Vol. 24. 1990

7. D. Hull. *“Crashworthiness”*. Butterwoths, London 1983

8. E. Larrodé, M. A. Jiménez y S. Baselga. *“Absorción de energía en vehículos mediante materiales compuestos de matriz orgánica”*. Actas del I Congreso Nacional de Materiales Compuestos. Sevilla, 1995.

9. G. L. Farley “*Energy absorption in composite materials for crashworthy structures*” Proceedings 6th International Conference on Composite Materials, London, July 20-24, 1987. Volume 3.

10. M. A. Jiménez, A. Miravete, E. Larrodé, D. Revuelta. “*Effect or Trigger Geometry on Energy Absorption in Composite Profiles*” Composite Structures. Vol.48 Nº1-3 January-March 2000.

11. M. A. Jiménez, L. Castejón, A. Miravete y D. Revuelta. “*Absorción de energía de choque por los materiales compuestos y su aplicación a la industria del automóvil*” Revista de Plásticos Modernos. Nº 494. AGO. 1997.

12. H. D. Carden, S. Kellas. “*Energy-absorbing-beam design for composite aircraft subfloors*” AIAA PAPER 93-1339

13. N. K. Gupta, R. Velmurugan, S. K. Gupta “*An analysis of axial crushing of composite tubes*” Journal of Composite Materials. Vol. 31. N. 13. 1997.

14. H. Hamada, S. Ramakrishna, H. Sato. “*Effect of fiber orientation on the energy absorption capability of carbon fiber/PEEK composites tubes*” Journal of Composite Materials. Vol. 30. N. 8. 1996.

15. T. Weirzbicki, W. Abramowicz. “*Development and implementation of special elements for crash analysis*” Proc. 7th Int. Conf. on Vehicle Structures Mechanics. 1988.

16. M. J. Czaplicki, R. E. Robertson. P. H. Thorton. “*Comparison of bevel and tulip triggered pultruded tubes for energy absorption*” Composites Science and Technology. Vol. 40. 1991.

17. N. L. Johneson, A. L. Browne, P. J. Watling and D. G. Peterson. “*Parameter effects on the dynamic crush performance of braided* Proceedings of the 10th Annual ASM/ESD Advanced Composites Conference. Deaborn, 1993

18. L. E. Jones, and H. D. Carden. “*Evaluation of energy absorption of new concepts of aircraft composite subfloor intersections*” NASA-TM 2951. 1989

19. H. Wallentowitz, H. Adam “*The use of energy absorbing reinforcements in automotive applications*” SAMPE Journal 31. 1995.

20. A. T. Russell, T. Y. Reddy, S. R. REid, S. W. Soden. “*Quasi-static and dynamic axial crushing of foam-filled FRP tubes*” Composites Materials Technology. ASME. Vol. 37.

21. D. Hull. "*Enegy absorption of composite materials under crash conditions*" Proceedings ICCM IV. Tokyo, 1982.

22. E. Haug, O. Fort, A. Tramecon. "*Numerical crashworthiness simulation of automotive structures and components made of continuous fiber reinforced composite and sandwich assemblies*" SAE Technical Paper 910152, 1991

23. S Santosa, T Wierzbicki "*Crash behavior of box columns filled with aluminium honeycomb or foam*" Computers & Structures: 1998, Vol. 68, Iss. 4, pp. 343-367

24. J.H.A. Schipperen, F.J. Lingen "*Validation of two-dimensional calculations of free edge delamination in laminated composites*" Composite Structures: 1999, Vol. 45, Iss. 3, pp. 233-240

25. V.M.Karbhari, J.E. Haller, P.K. Falzon, I. Herszberg "*Post-impact crush of hybrid braided composite tubes*" International Journal of Impact Engineering: 1999, Vol. 22, pp. 419-433

26. C.H. Chiu, K.H. Tsai, W.J. Huang "*Crush-failure modes of 2D triaxially braided hybrid composite tubes*" Composites Science and Technology: 1999, Vol. 59. p. 1713-1723

27. V.M. Karbhari, J. Haller "*Effects of preform structure on progressive crush characteristics of flange stiffened tubular elements*" Composite Structures: 1997, Vol. 37, Iss. 1, pp. 81-96

28. S. Ramakrishna "*Microstructural design of composite materials for crashworthy structural applications*" Materials and Design: 1997, Vol. 18. p. 167-173

29. P. Arnaud, P. Hamelin "*Dynamic characterization of structures: a study of energy absorption in composite tubes2*" Composites Science and Technology: 1998, Vol. 58. p. 709-715

30. L. Daniel, P.J. Hogg, P.T. Curtis "*The relative effects of through thickness properties and fibre orientation on energy absorption by continuous fibre composites*" Composites Part B: 1999, Vol. 30. p. 257-266

31. S.S. Cheon, T.S. Lim, D. Lee "*Impact energy absorption characteristics of glass fiber hybrid composites*" Composite Structures: 1999, Vol. 46. p. 267-278

32. M. S. Found, A.M Robinson, J.J. Carruthers "*The influence of FRP inserts on the energy absorption of a foam-cored sandwich panel*" Composite Structures: 1997, Vol. 38. p. 373-381

33. J.A. Lavoie, S. Kellas. "*Dynamic crush tests of energy-absorbing laminated composite plates*" Composites Part A: 1996, Vol. 27, Iss. 6, pp. 467-475

34. K. E., Jackson "Analytical Crash Simulation of Three Composite Fuselage Concepts and Experimental Correlation" *Journal of the AmericanHelicopter Societ*y, Vol. 42, No. 2, April 1997, pp.116-125.

35. K. E Jackson, E. L., Fasanella "*Innova-tive Composite Fuselage Design for Improved Crashworthiness*" 54th American Helicopter So-ciety Forum and Technology Display, Washington DC, May 20-22, 1998.

36. E. L. Fasanellaand, K. E. Jackson "*Analytical and Experimental Evaluation of Composite Energy Absorbing Subfloor Concepts*" proceedings of the AHS National Technical Specialists Meeting on Rotorcraft Crashworthiness, Phoenix, AZ, September 14-17, 1998.

37. Price, J. N. and Hull, D. The Crush Performance of Composite Structures. *"Composite Structures"*, E.J. Marshall, ed., Elsevier, 1987, pp. 2.32-2.44

38. Mamalis, A. G.; Manolakos, D. E.; and Viegelahn, G.L.: *"Crashhworthy Behaviour of Thin-Walled Tubes of Fiberglass Composite Materials-Subjected to Axial Loading"*. J. Compos. Mater. vol. 24 Jan.1990, pp. 72-91.

39. Fairfull, A. H.; and Hull, D.: "*Effects of Specimen Dimensions on the Specific Energy Absorption of Fibre Composite Tubes*". Sixth International Conference on Composite Materials -Second European Conference on Composite Materials, Volume 3, F. L. Matthews, N.C.R. Buskell, J.M. Hodgkinson, and J. Morton, eds., MetallurgicalSoc., c. 1987, pp. 3.36-3.45.

40. Fairfull, A. H.; and Hull, D.: "*Energy Absorption of Polymer Matrix Composite Structures: Frictional Effects. Structural Failure*". Tomasz Wierzbicki and Norman Jones, eds., John Wiley & Sons, Inc., c. 1989, pp. 225-279.

41. Snowdon, P.; and Hull, D.: "*Energy Absorption of SMC Under Crash Conditions*". Fibre Reinforced Composites' 84, Plastics and Rubber Inst. (Liverpool, England) 1984, pp. 5.1-5.10.

42. Schmueser, D. W.;Kardomateas, G. A., and Mase, G. T. : *"Material Design Parameters Affecting the Compressive and Bending Load Capacity of Delaminated Angle-Ply Composites"*. Advanced Composites III: Expanding the Technology, Soc. of Plastics Engineers, 1987, pp. 83-91.

43. Sen, joyanto K.; and Dreamann, Christopher C.: *"Design Development Test for Composite Crashworthy Helicopter Fuselage"*. SAMPE Q., vol. 17, nº 1, Oct 1985, pp. 29-39.

44. "*Energy absorbing composite structures for crashworthy applications*" ASTM Standardization News v 23 Mar 1995 p.12-13.

45. Sloan, Forrest; Nguyen, Huy "*Mechanical characterization of extended-chain polyethylene (ECPE) fiber-reinforced composites*" Journal of Composite Materials v 29 no16 1995 p.2092-107.

46. Adam, Henrik; Patberg, Lothar; Phillipps, Marc "*Testing new composite side door concepts*" Automotive Engineering International v 106 no3 Mar 1998 p.43-8.

47. Chiu, C. H; Tsai, K. H; Huang, W. J "*Effects of braiding parameters on energy absorption capability on triaxially braided composite tubes*" Journal of Composite Materials v 32 no21 1998 p.1964-83.

48. Dubey, Dean D; Vizzini, Anthony J "*Energy absorption of composite plates and tubes*" Journal of Composite Materials v 32 no2 1998 p.158-76.

49. Chiu, C. H; Lu, C. K; Wu, C. M "*Crushing characteristics of 3-D braided composite square tubes*" Journal of Composite Materials v 31 no22 1997 p.2309-27.

50. Gupta, N. K; Velmurugan, R; Gupta, S. K "*An analysis of axial crushing of composite tubes*" Journal of Composite Materials v 31 no13 1997 p.1262-86.

51. Karbhari, Vistasp M; Falzon, Paul J; Herzberg, Israel "*Energy absorption characteristics of hybrid braided composite tubes*" Journal of Composite Materials v 31 no12 1997 p.1164-86.

52. Lear, M. H; Sankar, B. V "*Optimizing energy absorption in multi-layered materials through controlled delamination*" Journal of Materials Science v 34 no17 Sept 1 1999 p.4181-91.

53. Saafi, Mohamed; Toutanji, Houssam A; Li, Zongjin "*Behavior of concrete columns confined with fiber reinforced polymer tubes*" ACI Materials Journal v 96 no4 July/Aug 1999 p.500-9.

54. Toutanji, Houssam A "*Stress-strain characteristics of concrete columns externally confined with advanced fiber composite sheets*" ACI Materials Journal v 96 no3 May/June 1999 p.397-404.

55. Abdel Haq, M; Broggiato, G. B; Newaz, G. M "*Constraint effects on energy absorption in unidirectional PMC tubes*" Journal of Composite Materials v 33 no9 1999 p.774-93.

56. Raju, K. S; Tomblin, J. S "*Energy absorption characteristics of stitched composite sandwich panels*" Journal of Composite Materials v 33 no8 1999 p.712-28.

57. Lor, Whey Bin; Chu, Hsin Sen "*Effect of interface thermal resistance on heat transfer in a composite medium using the thermal wave model*" International Journal of Heat and Mass Transfer v 43 no5 Mar 2000 p.653-63.

58. Bolukbasi, Akif O; Laananen, David H "*Analytical and experimental studies of crushing behavior in composite laminates*" Journal of Composite Materials v 29 no8 1995 p.1117-39.

59. Karbhari, V. M "*Progressive crush response of multi-element foam-filled preform RTM structures, I: architecture and rate effects*" Journal of Composite Materials v 29 no6 1995 p.734-50.

60. Lavoie, J. A; Morton, J; Jackson, K "*An evaluation of the energy absorption of laminated composite plates*" Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part G, Journal of Aerospace Engineering v 209 noG3 1995 p.185-94.

61. Lavoie, J. A; Morton, J "*A crush test fixture for investigating energy absorption of flat composite plates*" Experimental Techniques v 18 Nov/Dec 1994 p.23-6.

62. Kang, Tae Jin; Lee, Sung Ho "*Effect of stitching on the mechanical and impact properties of woven laminate composite*" Journal of Composite Materials v 28 no16 1994 p.1574-87.

63. Fleming, David C; Vizzini, Anthony J "*The effect of side loads on the energy absorption of composite structures*" Journal of Composite Materials v 26 no4 1992 p.486-99.

64. Farley, Gary L; Jones, Robert M "*Prediction of the energy-absorption capability of composite tubes*" Journal of Composite Materials v 26 no3 1992 p.388-404.

65. Farley, Gary L; Jones, Robert M "*Analogy for the effect of material and geometrical variables on energy-absorption capability of composite tubes*" Journal of Composite Materials v 26 no1 1992 p.78-89.

66. Farley, Gary L "*The effects of crushing speed on the energy-absorption capability of composite tubes*" Journal of Composite Materials v 25 Oct 1991 p.1314-29.

67. Schmueser, D. W; Wickliffe, L. E "*Impact energy absorption of continuous fiber composite tubes*" Journal of Engineering Materials and Technology v 109 Jan 1987 p.72-7.

68. R. Clemente, L. Castejon, A. Miravete (1998) "*Energy Absorption of 2D Triaxial Braided Composite Structures*", Proceedings of 30th International SAMPE (Society for the Advancement of Materials and Processes Engineering) Technical Conference, pages 420-431, San Antonio (TX), October 20-24.

69. M.A. Jimenez, A. Miravete, E. Larrode, D. Revuelta (1998) *«Effect of Trigger Geometry on Energy Absorption in Composite Profiles»*, Proceedings of ICCST/2 (International Conference on Composite Science and Technology), 9-11 June, Durban, South Africa, pages 531-536.

70. M. A. Jiménez, L. Castejón, A. Miravete, D. Revuelta (1997) *"Energy Absorption of Composite Materials and their Application to the Automotive Industry",* Revista de Plasticos Modernos, Year 48, No. 494, August, 173-179.

71. A. Miravete, E. Larrodé, L. Castejón (1996) "*Crash Behaviour of components for the Automotive Industry: Background (Part 1)"* Engineering Plastics, edited by Rapra Technology Ltd., United Kingdom, Vol. 9, pages 1-18.

72. E. Larrodé, A. Miravete, L. Castejón (1996) "*Crash Behaviour of components for the Automotive Industry: An application (Part 2)"* Engineering Plastics, edited by Rapra Technology Ltd., United Kingdom, Vol.9, pages 19-37.

73. L. Castejón, A. Miravete, E. Larrodé (1996) *"Intercity Bus Roll over Simulation"* International Journal of Vehicle Design, edited by Centre for Transportation Technology, United Kingdom, 1996, pages 10.

74. A. Miravete, E. Larrodé, L. Castejón (1996) *"Crash Simulation of Automotive Components made of Polymer Composite Materials"* Proceedings of 29th International Symposium on Automotive Technology & Automation (ISATA), Florence, 3-6 June, edited by ISATA, pages 377-386.

75. L. Castejón, M.A. Jiménez, R. Clemente, A. Miravete, J. Carrera (1996) "*Numerical Simulation of Inter-City Bus Roll-over"* Metodos Numericos en Ingenieria, Barcelona, Spain, 1996, pages 210-220.

76. L. Castejón, A. Miravete, E. Larrodé (1996) *"Numerical Simulation of an Intercity Bus Roll over"* Proceedings of 29th International Symposium on Automotive Technology & Automation (ISATA), Florence, 3-6 June, edited by ISATA, pages 187-196.

77. K. Drechsler, J. Brandt, E. Larrodé, A. Miravete (1995) *"Energy Absorption Behavior of 3D-Woven Sandwich Structure"* Proceedings of Tenth International Conference on Composite Materials (ICCM-10), edited by University of Vancouver, Canada, August 1995, Vol. V, pages 535-542.

78. L. Castejón, A. Miravete, J.A. Ullod, E. Larrodé (1994) "*Composite Monocoque Frame for a Mountain Bicycle Testing and Calculation"* Journal of Applied Composite Materials, Vol. 1, No. 3, edited by Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, The Netherlands, pages 247-258.

79. S. Baselga, P. Bravo, M.J. Casamayor, A. Miravete, J.A. Ullod (1990) “*Low Energy Impact of E-glass/epoxy Cross Laminates*” Anales de Ingenieria Mecanica, Year 8, No. 3, edited by Editorial Gorfisa, Zaragoza, pages 39-41.

80. Castejón, L., Bielsa, J.M., Larrodé, E., Miravete, A. «Crashworthiness simulation of braided composite tubes for crash absorbers», ISATA 2000, 25-29 Septiembre 2000, Dublín.

81. Jiménez, M.A., Larrodé, E., Castejón, L., Revuelta, D., Clemente, R. «Energy absorption in pultrusion composite profiles», 31th ISATA, Stuttgart, Junio 1998.

82. Castejón, L., Larrodé, E., Clemente, R., Jiménez, M.A., Martínez, A. «Roll over crash simulation of a new concept of light weight bus», 5th International Symposium on Heavy Vehicles and Dimensions, 29 Marzo-2 Abril, 1998.

84. Castejón, L., Cuartero, J., Clemente, R., Larrodé, E. «Energy absorption capability of composite materials applied automotive crash absorbers design» SAE Paper 980964, SAE International Congress & Exposition, 23-26 Febrero 1998, Cobo Center, Detroit, Michigan, USA.

85. Jiménez, M.A., Castejón, L., Revuelta, D., Clemente, R. «Estudio de la absorción de energía en perfiles de materiales compuestos de diferente geometría» II Congreso Nacional MATCOMP’97 E.T.S. Ingenieros Aeronáuticos UPM, 25-28 Noviembre 1997.

3.7 TOLERANCIA AL DAÑO

3.7.1 Introducción

En la industria aeronáutica se define la tolerancia al daño [1] de un material como *la capacidad de la estructura para resistir un nivel razonable de daño o defectos que puedan producirse durante la fabricación o la vida en servicio, sin arriesgar la seguridad del avión*.

El objetivo de obtener un determinado nivel de tolerancia al daño es determinar con *seguridad* que la estructura no fallará catastróficamente, manteniendo siempre la máxima *eficiencia estructural*, es decir, mínimo peso con un mínimo coste de fabricación y mantenimiento.

3.7.1.1 Seguridad

La estructura primaria debe poseer la suficiente tolerancia al daño para asegurar que el avión no fallará catastróficamente durante su vida de servicio. La industria aeronáutica establece tres niveles de daño:

- **Daño o defecto no detectable:** Debe ser soportado durante toda la vida de servicio.

- **Daño detectable:** Debe ser soportado durante un periodo de tiempo suficientemente largo para su detección y posterior reparación.

- **Daño en vuelo:** El avión debe de ser capaz de completar el vuelo.

3.7.1.2 Eficiencia estructural

Un diseño eficiente estructuralmente va a ser aquel que proporcione una resistencia residual mínima después del daño. Por lo tanto, si el daño ocurre, la estructura tendrá un nivel suficiente de resistencia residual para no fallar. Sin embargo, el problema ligado con la eficiencia estructural consiste en que salvo que la estructura se encuentre diseñada para resistir a pandeo, las tensiones de diseño son muy bajas.

Las tensiones de diseño necesarias para conseguir una eficiencia estructural aceptable incorporando criterios ligados a la tolerancia al daño, serán tan grandes como los requerimientos de resistencia residual, con objeto de conseguir una estructura con el mínimo peso.

3.7.1.3 Criterios económicos

Existen dos aspectos relacionados con los criterios económicos de la tolerancia al daño :

- Fabricación. El material y la configuración de diseño deberá ser preferiblemente tal que se eviten altos costes de fabricación para lograr un producto aceptable en términos de tolerancia al daño.

- Mantenimiento. Los materiales compuestos poseen un comportamiento frente a la corrosión y cargas cíclicas (procesos de fatiga) muy superior a los materiales metálicos. Sin embargo, esta ventaja se puede perder si la estructura construida en materiales compuestos no posee un nivel razonable de tolerancia al daño o si la estructura es simplemente muy cara de reparar cuando el daño ocurre.

Este balance entre tolerancia al daño, eficiencia estructural y bajo coste de fabricación y mantenimiento ha sido logrado por la mayoría de las estructuras metálicas, sin embargo, el mismo nivel de seguridad debe ser alcanzado para los materiales compuestos, los cuales han llegado a ser una opción de diseño para estructuras primarias de aviones. Con objeto de lograr esto, las diferencias inherentes entre el comportamiento en términos de tolerancia al daño en materiales metálicos y compuestos debe conocerse y ser tenido en cuenta a la hora del proceso de diseño.

3.7.2 Comparación entre metales y materiales compuestos en términos de tolerancia al daño

3.7.2.1 Isotropía - Anisotropía

Las características mecánicas de los materiales compuestos y de los metales son significativamente diferentes. Los metales son materiales isótropos, mientras que los materiales compuestos son muy anisotrópicos. Las propiedades de rigidez y resistencia en el plano son muy variables en función del ángulo de orientación de la fibra. Un ejemplo importante de este hecho es la resistencia transversal de un laminado representativo de materiales compuestos frente a un aluminio, como se ilustra en la figura 3.7.1.

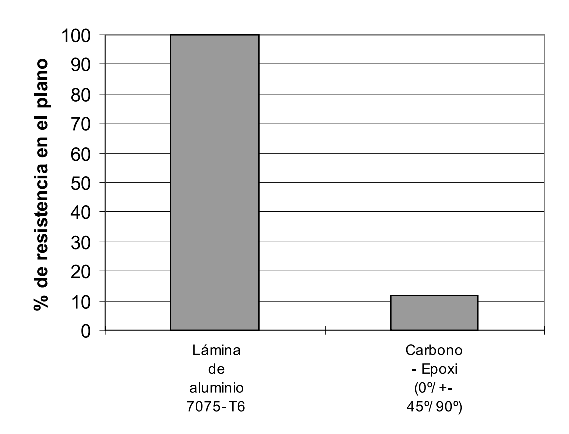


Figura 3.7.1 Resistencia transversal de un laminado Carbono epoxi (0º/±45º/90º) frente a un aluminio 7075-T6

3.7.2.2 Ductilidad - fragilidad

Los metales utilizados en estructuras de aviación poseen un nivel razonable de ductilidad. Cuando alcanzan un determinado nivel de tensión, continúan elongándose considerablemente sin sobrepasar el nivel de fallo. Este comportamiento dúctil posee dos beneficios importantes. Por un lado, proporciona una relajación de la carga, distribuyendo el exceso de la misma al material adyacente. En consecuencia, los metales dúctiles poseen una gran capacidad de proporcionar una relajación de carga en los concentradores de tensión, cuando se encuentran estáticamente cargados. Por otro lado, la ductilidad de los metales proporciona gran capacidad de absorción de energía, indicada por el área encerrada bajo la curva tensión-deformación. Como resultado, cuando se produce un impacto en un material metálico, éste generalmente se deforma, pero no llega a fracturarse.

En contraste, los materiales compuestos son relativamente frágiles. Una comparación entre curvas típicas tensión-deformación para los dos tipos de material, se muestran en la figura 3.7.2. La característica frágil de los materiales compuestos implica una pobre capacidad de los mismos para resistir daño por impacto sin fractura en la matriz. Las direcciones de fractura son coincidentes con los planos de baja resistencia dominada por las propiedades de la matriz.

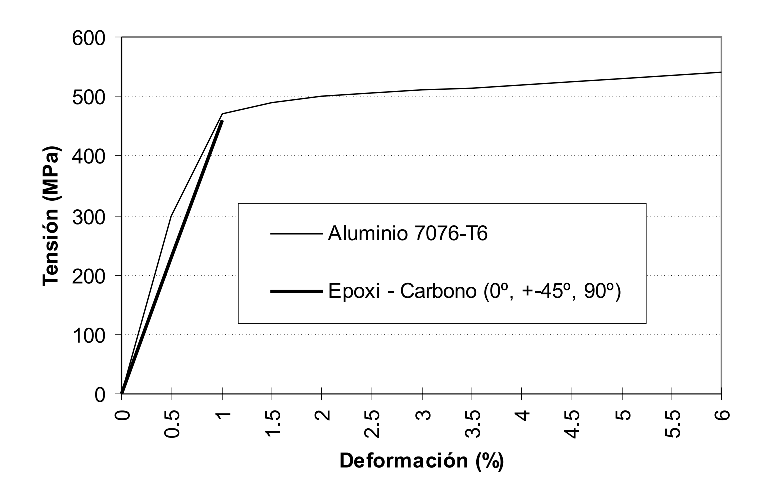


Figura 3.7.2 Curva tensión-deformación de un laminado Carbono epoxi (0º/±45º/90º) y de un aluminio 7075-T6

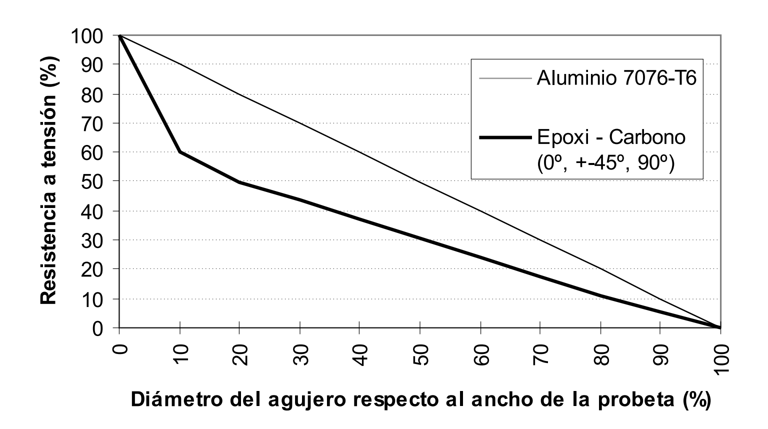


Figura 3.7.3 Comparación entre la resistencia estática frente a una concentración de tensión consistente en un agujero en una probeta trabajando a tracción de un laminado Carbono epoxi (0º/±45º/90º) y de un aluminio 7075-T6

3.7.2.3 Resistencia frente a fatiga

La respuesta de un material compuesto frente a cargas cíclicas es significativamente diferente de los metales. En contraste con la pobre resistencia estática de los materiales compuestos dañados o defectuosos,

la capacidad de éstos a soportar cargas cíclicas es muy superior a la de los metales. Esto se muestra en la figura 3.7.4.

Para los materiales compuestos, generalmente la fatiga no es una consideración crítica de diseño en comparación a los materiales metálicos, para los que sí lo es.

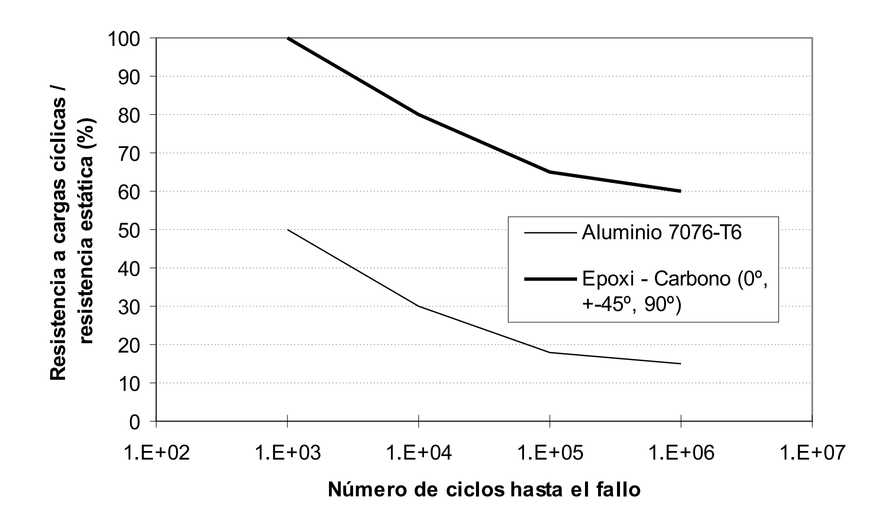


Figura 3.7.4 Comparación entre la resistencia frente a cargas cíclicas / resistencia estática de un laminado Carbono epoxi (0º/±45º/90º) y de un aluminio 7075-T6

3.7.2.4 Características de los materiales compuestos que influyen en la tolerancia al daño

Orientación de las láminas

Si las láminas en las que se produce un impacto son rígidas, es decir, poseen un porcentaje elevado de láminas orientadas en la dirección de la carga, el fallo se producirá con una deformación inferior que si se tratase de láminas más flexibles. Sin embargo, el peso de la estructura se encuentra relacionado con la capacidad del laminado para resistir tensiones, en vez de su capacidad para resistir deformación. En este sentido, existen criterios de diseño que pueden conjugar todos estos requerimientos, como por ejemplo utilizar láminas flexibles en el exterior del laminado, puesto que se pueden producir impactos que conlleven daño, o en la proximidad de concentradores de tensión, mientras que es interesante la utilización de laminados rígidos en rigidizadores interiores, protegidos por tanto frente a impactos, de modo que se logren estructuras eficientes en peso y en términos de tolerancia al daño.

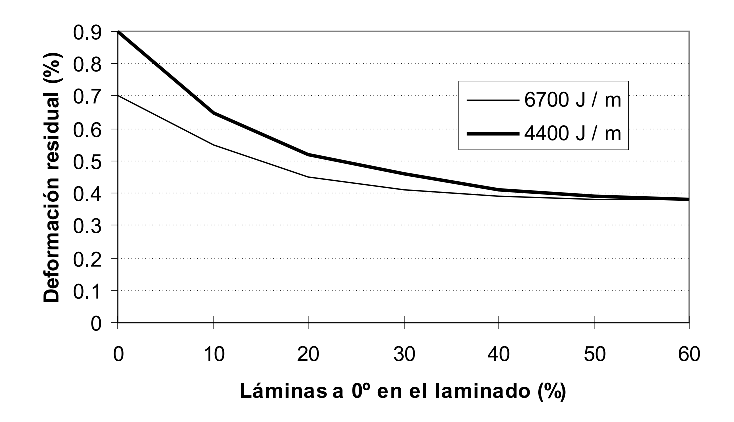


Figura 3.7.5 Efecto del porcentaje de láminas a 0º en el laminado en la deformación residual después de impacto para dos niveles de energía

Coeficiente de Poisson

Mientras que en los metales este parámetro suele valer 0.3, en los materiales compuestos presenta un rango de variación muy amplio, dependiendo de la combinación particular de láminas. Consecuentemente, el coeficiente de Poisson puede ser muy variable entre diferentes conjuntos de láminas en un mismo laminado. Esto puede crear tensiones de daño inducidas y por tanto incrementar la tendencia al crecimiento del daño en un laminado[2].

3.7.2.5 Sensibilidad frente a defectos

En los materiales aparecen grietas y cortes debido al proceso de fabricación o su vida en servicio, estas grietas a lo largo del espesor resultan muy desfavorables frente a cargas de tracción y cargas cíclicas, pero no son tan importantes en los materiales compuestos como en los metales, esto es debido a que las fibras en el plano actúan como fronteras efectivas que resisten la propagación de las grietas a lo largo del espesor [5][6].

3.7.2.6 Efectos del material

La capacidad de las estructuras construidas en materiales compuestos para tolerar daño por impacto depende directamente de las propiedades del material y de la configuración estructural.

En relación con las propiedades del material destacan las propiedades de la matriz, incluyendo el alargamiento del material o el área bajo la curva tensión-deformación, lo cual es significativo de su capacidad de absorber energía. Este parámetro se encuentra relacionado con la tenacidad a fractura en modo I (G_1), pero tambien en modo II (G_2), los cuales representan la capacidad de la resina para resistir delaminación bajo tracción o cortadura.

Rigidez de la resina

La resina debe ser lo suficientemente rígida, lo cual se mide en términos de su módulo a tensión o cortadura, con objeto de estabilizar las fibras en compresión. Esto se ilustra en la siguiente tabla. Esta propiedad es igualmente importante de cara a estabilizar las fibras en los materiales compuestos dañados.

Tabla 3.7.1 Resistencia a compresión frente a módulo a cortante para diferentes resinas

Resina	Módulo a cortante (MPa)	Resistencia a compresión (MPa)
2220-3090ºC húmedo	1000	80
3501-6 80ºC húmedo	1100	110
5245C 90ºC seco	1300	130
5245C RT seco	1500	135

Tenacidad de la resina en modo I (G_1)

La tenacidad de la resina y la tolerancia al daño del laminado se encuentran directamente correlacionadas. Esto se muestra tanto en términos de resistencia residual a compresión, como en términos de zona dañada después de impacto.

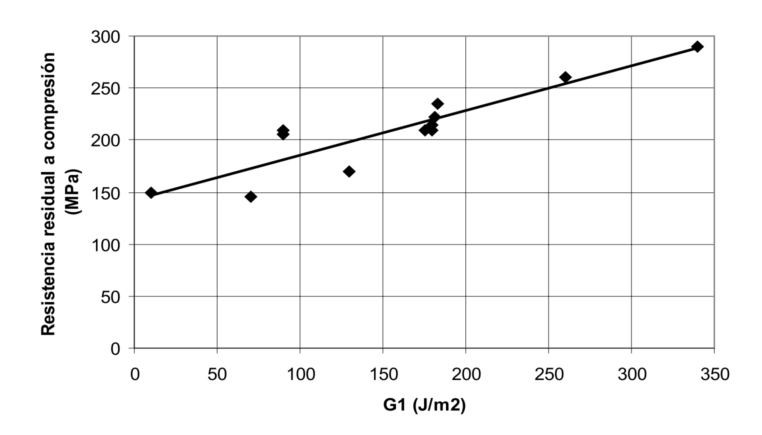


Figura 3.7.6 Efecto de la tenacidad a fractura en modo I en la resistencia a compresión residual

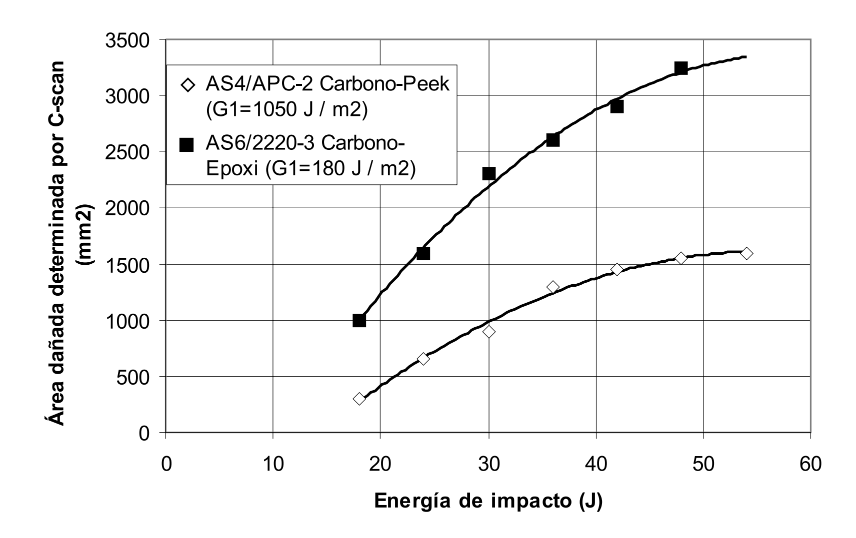


Figura 3.7.7 Efecto de la tenacidad a fractura del modo I en el área dañada por un impacto

Las matrices termoplásticas presentan mayor tenacidad a fractura que las termoestables, lo que les confiere una mejor tolerancia al daño.

Configuración de la preforma de fibra

En cuanto a las configuraciones de preformas de fibra que proporcionan una mejor tolerancia al daño se puede señalar que los tejidos son mejores que los laminados unidireccionales y que los materiales híbridos son mejores que los sistemas con un único sistema de material.

3.7.3 Métodos de ensayo

El principal método de ensayo consiste en comprobar la resistencia a compresión después de haber sufrido daño por impacto o por otro tipo de defecto. Este ensayo se evalúa mediante unas normas y procedimientos desarrollados por la NASA (National Aeronautics and Space Administration), que se encuentran recogidos en el capitulo 5, dedicado a loe métodos de ensayo.

Referencias

1. J. M. Hopper, E. Demuts y G. Milizano, "*Damage Tolerant Design Demonstration*", Paper presented at the AIAA/ASME/ASCE/AHS 25th Structures, Structural Materials Conference, Palm Springs, California, May, 1984.

2. I.M. Daniel, R.E. Rolands y J.B. Whiteside., "*Effects of Material and Stacking Sequence on Behaviour of Composite Plates with Holes*", Exp. Mech. , Vol 14, Jan 1974

3. Ashizawa, "*Improving Damage Tolerance of Laminated Composites Through the Use of New Tough Resins*", Proceedings of the Sixth Conference on Fibrous Composites In Structural Design, Nov. 1983.

4. W.I. Griffith, M.F. Kanninen y E.F. Rybicki, "*A Fracture Mechanics Approach to the Analysis of Graphite / Epoxi Laminated Precracked Tension Panels*", en Nondestructive Evaluation and flow Criticality for Composite Materials, STP 696, American Society for Testing and Materials, 1979.

5- "*Standard Tests for Toughened Resin Composites*", NASA Reference Publication 1092, National Aeronautics and Space Administration, 1982.

6. N.J. Pagano and R.B. Pipes, *"The Influence of Stacking Sequence on Laminate Strength"*. J. Compos. Mater. Vol 5, 1971.

7. R. B. Pipes and N.J. Pagano, *"Interlaminar Stresses in Composite Laminates"* An Approximate Elastic Solution, J. Appl. Mech. (Trans. ASME), Vol. 41, Sept 1974.

8. J.G. Bjeletich, F.W. Crossman, W.J. Warren, "*The influence of Stacking Sequence on Failure Modes in Quasi-Isotropic Graphite-Epoxy Laminates*", TMS-AIME/ASM Joint Composite Materials Committee Symposium, Chicago, Oct 1977

9. I.M. Daniel, R.E. Rolands, and.l.B. Whiteside, *"Effects of Material and Stacking Sequence on Behavior of Composite Plates With Holes"*, Exp. *Mech., Vol* 14, Jan 1974

10. M. Ashizawa, Improving Damage Tolerance of Laminated Composites Through the Use of New Tough Resins, in *"Proceed- 13 ings of the Sixth Conference on Fibrous Composites in Structural Design";* also, AMMRC MS 83-2, Army Materials and Mechanics Research Center, Nov 1983

11. WA. Griffith, M.F. Kanninen, and E.F. 14 Rybicki, A Fracture Mechanics Approach to the Analysis of Graphite/Epoxy Laminated Precracked Tension Panels, in *"Non destructive Evaluation and Flow Criticality for Composite Materials", STP* 696, American Society for Testing and Materials, 15 1979

12. R.J. Palmer,*"ResinProperties to Improve Impact in Composites"*,- Paper presented at the Fifth DOD/NASA Conference on Fi- 16 brous Composites in Structural Design, Department of Defense/ National Aeronautics and Space Administration, New Orleans, Jan 1987

13. P.W.R. Beaumont, P.G. Riewald, and C. Zweben, Methods for Improving the Impact Resistance of Composite Materials, in *"Foreign Object Impact Damage to Composites", STP* 568, American Society for Testing and Materials, 1975

14. G. Doney, G.R. Sidey, and J. Hutchings, *"Impact Properties of Carbon FibrelKeWar 49 Fibre Hybrid Composites", IPC* Science and Technology Press, LTD--- 1975

15. J.M. Hopper, E. Demuts, and G. Miliziano, *"Damage Tolerant Design Demonstration"*,Paper presented at the A1AA/ ASME/ASCE/AHS 25th Structures, Structural Dynamics and Materials Conference, Palm Springs, California, May 1984

16. E. Demuts and R.E. Horton, *"Damage Tolerant Composite Design Development*" Paper presented at the Third International Conference on Composite Structures, Paisley College of Technology, Paisley, Scotland, Sept 1985

17.J.E. McCarty and R.E. Horton, -*"Damage Tolerance of Composites"*,- Paper presented at the 15th ongress, International Council of the Aeronautical Sciences, London, Sept 1986

18.R.S. Whitehead, and E. Demuts, "*Damage Tolerance Qualification of Composite Structures"*, Paper presented at the U.S. Air Force ASIP Conference, Dayton, Ohio, *Nov* 1985

19.E. Demuts, R.S. Whitehead, and R.B. Deo, "*Assessment of Damage Tolerance in Composites"*, Paper presented at the Structural Impact and Crashworthiness Conference, Imperial College, London, July 1984

20.*"Standard Tests for Toughened Resin Composites"*,- NASA Reference Publication 1092, National Aeronautics and Space Administration, 1982

21.D.J. Wilkins, J.R. Eisenmann, R.A. Camin, W.J. Margolis, and R.A. Benson, Characterizing Delamination Growth in Graphite-Epoxy, in *Damage in Composite Materials: Basic Mechanisms, Accumulation, Tolerance and Characterization, STP* 775, American Society for Testing and Materials, 1982

22.J.M. Whitney, F.E. Browning, and W. Hoogsteden, A Double Cantilever Beam Test for Characterizing Mode 1 Delamination of Composite Materials, J. *Rein. Plast. Compos., Vol 1* (No. 4), 1982

23.R.C. Shah, G. Miliziano, and A.V. Viswanathan, -*Interlaminar Fracture Characteristics of Tougher Thermoset Materials*,- Paper presented at the A1AA/ ASME/ASCE/AHS 26th Structures, Structural Dynamics and Materials Conference, Orlando, Florida, April 1985

24.FX de Charentenay, J.M. Harry, Y.J. Prel, and M.L. Benzeggagh, Characterizing the Effect of Delamination Defect by Mode 1 Delamination Test, in *Effects of Defects in Composite Malerials, STP 836,* American Society for Testing and Materials, 1984

25.G. B. Murri and T. K. O'Brien,---Interlaminar G,, Evaluation of Toughened-Resin Matrix Composites Using the End-Notched Flexure Test,- Paper presented at A1AA/ ASME/ASCE/AHS 26th Structures, Structural Dynamics and Materials Conference, Orlando, Florida, April 1985

26.L.B. Ileewicz, P.E. Keary, and J3, Trostle, Interlaminar Fracture Toughness Testing of Composite Mode I and Mode II DCB Specimens, J. *Polymer Compos.*, June 1987

27.R.B. Pipes, B.E. Kaminski, and N.J. Pagano, -Influence of the Free Edge Upon the Strength of Angle-Ply Laminates,ASTM Special Technical Publication 521, American Society for Testing and Materials, 1973

28.T.K. O'Brien, N.J. Johnson, D.H. Morris, and R.A. Simonds, A Simple Test for the Interlaminar Fracture Toughness of Composites, *SAMPE J.*, July/August 1982

29.G.E. Law, A Mixed Mode Fraction Analysis of (±25/90n)s Graphite/Epoxy Composite Laminates, in *Effects of Defects in Composite Materials, STP* 836, American Society for Testing and Materials, 1984

30.J.M. Whitney, and C.E. Browning, Materials Characterization of Matrix Dominated Failure Modes, in *Effects of Defects in Composite Materials,* STP 836, American Society for Testing and Materials, 1984

31. U.S. Federal Aviation Regulation (FAR)

32. *Composite Aircraft Structure Advisory Circular* AC-107-A,- U.S. Department of Transportation, Federal Aviation Administration

33. "*Airplane Damage Tolerance Requirements*" MIL-A-83444, U.S. Air Force, July 1974

34. "*General Specification for Aircraft Structures*," MIL-A-87221, U.S. Air Force, Feb 1985

35. Kwon, Y. W; Liu, C. T "*Numerical study of damage growth in particulate composites*" Journal of Engineering Materials and Technology v 121 no4 Oct 1999 p.476-82.

36. Hosur, M. V; Vaidya, U. K; Abraham, A "*Static and high strain rate compression response of thick section twill weave S-2 glass/vinyl ester composites manufactured by affordable liquid molding processes*" Journal of Engineering Materials and Technology v 121 no4 Oct 1999 p.468-75.

37. Elahi, M; Weitsman, Y. J "*The mechanical response of random swirl-mat polymeric composite*" Journal of Engineering Materials and Technology v 121 no4 Oct 1999 p.460-7.

38. Phillips, M. L; Yoon, C; Allen, D. H "*A computational model for predicting damage evolution in laminated composite plates*" Journal of Engineering Materials and Technology v 121 no4 Oct 1999 p.436-44.

39. Ferrie, Catherine H; Sheinman, Izhak; Kardomateas, George A "*The effect of transverse shear on the postbuckling and growth characteristics of delaminations in composites*" Journal of Engineering Materials and Technology v 121 no4 Oct 1999 p.406-12.

40. Bradley, Perry "*Composite repair*" Business and Commercial Aviation v 82 no4 Apr 1998 p.100-2+.

41. Bartlett, A. H; Castro, R. G "*Elevated temperature mechanical properties of MoSi2/Si3N4, MoSi2/SiC composites produced by self-propagating high temperature synthesis*" Journal of Materials Science v 33 no6 Mar 15 1998 p.1653-60.

42. Lee, Kee Sung; Wuttiphan, Sataporn; Hu, Xiao Zhi "*Contact-induced transverse fractures in brittle layers on soft substrates: a study on silicon nitride bilayers*" Journal of the American Ceramic Society v 81 no3 Mar 1998 p.571-80.

43. Kuo, Dong Hau; Kriven, Waltraud M "*A strong and damage-tolerant oxide laminate*" Journal of the American Ceramic Society v 80 Sept 1997 p.2421-4.

44. Day, P. S; Skamser, D. J; Faber, K. T "*Damage tolerance of silicon carbide- and alumina-matrix surface composites*" Journal of the American Ceramic Society v 79 Apr 1996 p.1117-20.

45. Liu, Haiyan; Lawn, Brian R; Hsu, Stephen M "*Hertzian contact response of tailored silicon nitride multilayers*" Journal of the American Ceramic Society v 79 Apr 1996 p.1009-14.

46. Bibo, G. A; Hogg, P. J "*The role of reinforcement architecture on impact damage mechanisms and post-impact compression behaviour*" Journal of Materials Science v 31 Mar 1 1996 p.1115-37.

47. Reid, S. R; Peng, C; Ashton, J. N "*Tolerance of composite pipes to local impact damage*" Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part E, Journal of Process Mechanical Engineering v 210 noE3 1996 p.181-92.

48. Hou, T. H; Jensen, B. J; Hergenrother, P. M "*Processing and properties of IM7/PETI composites*" Journal of Composite Materials v 30 no1 1996 p.109-22.

49. Lu, Tian Jian "*Crack branching in all-oxide ceramic composites*" Journal of the American Ceramic Society v 79 Jan 1996 p.266-74.

50. Glaskin, Max "*From runway to orbit*" Engineering (London, England) v 236 Sept 1995 p.26-7.

51. Hart Smith, L. J "*An engineer's viewpoint on design and analysis of aircraft structural joints*" Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part G, Journal of Aerospace Engineering v 209 noG2 1995 p.105-29.

52. Moukarzel, C; Duxbury, P. M "*Failure of three-dimensional random composites*" Journal of Applied Physics v 76 Oct 1 1994 p.4086-94.

53. Cairns, Douglas S; Ilcewicz, Larry B; Walker, Tom "*Fracture scaling parameters of inhomogeneous microstructure in composite structures*" Journal of Composite Materials v 28 no16 1994 p.1598-615.

54. Lee, B. L; Song, J. W; Ward, J. E "*Failure of Spectra polyethylene fiber-reinforced composites under ballistic impact loading*" Journal of Composite Materials v 28 no13 1994 p.1202-26.

55. Chen, Z; Mecholsky, J. J., Jr "*Damage-tolerant laminated composites in thermal shock*" Journal of Materials Science v 28 Dec 1 1993 p.6365-70.

56. Saeger, Kevin J; Lagace, Paul A "*Effect of localized bending at through-flaws in pressurized composite cylinders*" Journal of Aerospace Engineering v 6 Oct 1993 p.381-93.

57. Chao, C. K; Shen, M. H "T*hermal problem of curvilinear cracks in bonded dissimilar materials*" Journal of Applied Physics v 73 June 1 1993 p.7129-37.

58. Trethewey, B. R., Jr; Gillespie, J. W., Jr; Wilkins, D. J "*Delamination in thickness tapered composite laminates*" Journal of Engineering Materials and Technology v 115 Apr 1993 p.193-9.

59. Kennedy, John M "*Damage tolerance of woven graphite/epoxy buffer strip panels*" Journal of Composite Materials v 25 Sept 1991 p.1218-41.

60. Chang, Kuo Yen; Liu, Sheng; Chang, Fu Kuo "*Damage tolerance of laminated composites containing an open hole and subjected to tensile loadings*" Journal of Composite Materials v 25 Mar 1991 p.274-301.

61. Chang, Fu Kuo; Lessard, Larry B "*Damage tolerance of laminated composites containing an open hole and subjected to compressive loadings*" Journal of Composite Materials v 25 Jan 1991 p.2-64.

3.8 RECICLAJE

3.8.1 Introducción

Es obvio que el uso de materiales compuestos, tanto de fibra de carbono, como aramida o vidrio está creciendo a un ritmo muy alto. Este hecho nos plantea necesariamente una cuestión que es general para todos los materiales: Qué hacer con el material compuesto una vez que ha finalizado la vida de la pieza. A lo largo de este subcapítulo se van a analizar las técnicas existentes tanto para materiales compuestos de matriz termoestable reforzada con fibra de vidrio (vidrio/poliéster), con fibra de carbono (carbono/epoxi) como para matriz termoplástica.

Se van a tratar ambas matrices de forma separada, ya que la matriz termoplástica puede fundirse aumentando la temperatura, pasando de estado líquido a sólido, lo cual es imposible con matrices termosestables.

La mayoría de los materiales compuestos basados en resinas de poliester se utilizan en aplicaciones donde los procesos de fabricación están fundamentalmente basados en el moldeo de láminas (SMC), proyección, o laminación manual con fibras de vidrio, mientras que los materiales compuestos de resinas epoxi y fibras de carbono se utilizan en la industria aerospacial, especialmente en forma de preimpregnados. Una característica peculiar de la fabricación de los materiales compuestos de matriz termoestable que las diferencia de los materiales con matriz termoplástica es el elevado ratio de desechos que se producen en los primeros y las grandescantidades de sobrantes desperdicios que se generan. Esto se debe principalmente al proceso de fabricación manual, que es uno de los mas utilizados.

Aunque actualmente hay cantidades suficientes de materiales compuestos de matriz termoestable disponibles para procesos de reciclado, existe un gran número de barreras que hacen muy problemático el reciclado de estos materiales. Estas barreras se pueden establecer a continuación:

- los materiales compuestos de matriz termoestable no pueden ser reprocesados mediante procesos de refundición.

- La mayor parte del material en muchos materiales compuestos de matriz termoestable está formado por refuerzos minerales inorgánicos como, por ejemplo, la fibra de vidrio.

- existe un amplio rango de refuerzos utilizados en los materiales compuestos de matriz termoestable y estos aparecen en diferentes proporciones.

- los desechos de materiales compuestos de matriz termoestable suelen estar contaminados y a menudo contienen insertos metálicos o rigidizadores.

Para maximizar el valor posterior de los constituyentes reciclados de los materiales compuestos basados en resinas termoestables, es necesario recuperar los materiales en la forma lo mas parecida posible a su forma original. En el caso de fibras provenientes de materiales compuestos de fibra continua, es necesario recuperar las fibras en una forma casi continua de manera que sea posible un aprovechamiento de dichas fibras. Sin embargo, la mayoría de las operaciones de reciclado de materiales compuestos, recuperan las fibras en forma corta, porque los procesos se basan en tecnologías de fragmentación y reducción del tamaño. Estas fibras cortas, sin embargo, solo se pueden utilizar en la preparación de materiales compuestos de fibra corta [1].

3.8.2 Reciclado de materiales compuestos vidrio y matriz termoestable

3.8.2.1 Introducción

Los productos de SMC generalmente consisten en aproximadamente un 70% de contenido en peso de material inorgánico (principalmente carbonato de calcio y fibras de vidrio) y entorno a un 10-20% de contenido en peso de una resina termoestable insaturada de poliester/estireno. Otro aditivo inorgánico que normalmente está presente es el óxido de magnesio que se utiliza como aglutinante. Además existe un 5-10% de contenido en peso de un aditivo termoplástico cuyas funciones son proporcionar una superficie suave en el producto final de SMC.

Los materiales de SMC se realizan dispersando fibras de vidrio unidireccionales (roving) cortadas (normalmente de 35-50 mm de longitud) o fibras de vidrio cortas (mat) en una mezcla de poliester insaturado, poliester saturado de baja viscosidad y un monómero de vinilo como el estireno. El SMC se puede moldear en una operación de un solo paso en tiempos similares a los procesos empleados en la estampación de láminas de acero ampliamente utilizados en la industria del automóvil. Esta característica, junto con su elevada resistencia mecánica, estabilidad térmica, buena resistencia mecánica, resistencia a la corrosión y apariencia metálica una vez pintada, hace de estos materiales de SMC candidatos ideales para la fabricación de paneles en automoción, cabinas de camiones, cascos de barcos, tanques para productos químicos, tuberías, capós, tapas, puertas hasta incluso estructuras completas de automóviles [2].

El SMC ha encontrado una amplia aplicación para la producción de paneles y capós en la industria de la automoción (Figura 3.8.1). Los ahorros en peso y los costes de utillajes, junto con la flexibilidad en el diseño han conducido al uso de estos materiales en aplicaciones en la industria de la automoción. En los próximos años, relativamente grandes cantidades de desechos de SMC (principalmente de paneles de automoción) se acumularán y será necesario su reciclado. La naturaleza de los polímeros termoplásticos que les proporciona alta resistencia al calor y buena resistencia química, hace también problemático el

reciclado. Esto es debido a su incapacidad de ablandarse mediante la aplicación de calor y también por su insolubilidad. Estas características han limitado el reciclado del SMC en gran medida para su uso como materiales de relleno cuando son reducidos en su tamaño.

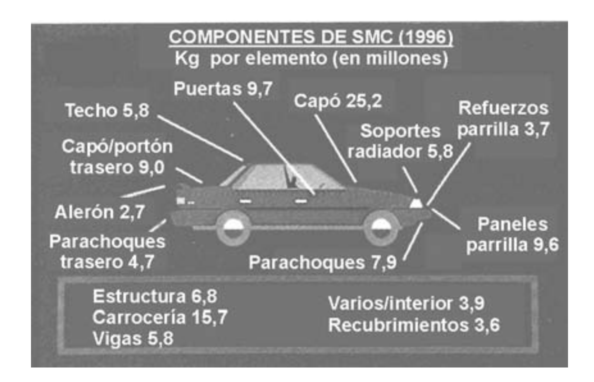


Figura 3.8.1 Componentes típicos de SMC en el automóvil y su utilización en millones de kilogramos.

La industria de la automoción, que produce grandes cantidades de desechos de SMC, representa un área significante de aplicación para el reciclado del SMC. La mayoría de los estudios sobre el reciclado de materiales compuestos de SMC en el automóvil fueron iniciados por la legislación alemana en 1995, la cual imponía un reciclado del 85% de los materiales compuestos en el automóvil [3].

Existen esencialmente cuatro aproximaciones principales para el reciclado de materiales compuestos de matriz termoestable :

- amolado y re - utilización
- degradación química selectiva
- pirólisis y re - utilización
- incineración en recuperación de energía.

3.8.2.2 Amolado simple del SMC

El reciclado del SMC mediante el proceso del amolado, consiste en la reutilización de las fibras, el carbonato cálcico y las resinas polimericas, sin la separación entre si de estos componentes. El material compuesto es triturado, y tamizado a trozos pequeños y posteriormente utilizado como relleno en un nuevo producto de SMC. Los nuevos productos de SMC que contienen el SMC reciclado como material de relleno, poseen la misma resistencia al impacto y propiedades físicas que los materiales sin contenido de relleno reciclado. Existen muchos ejemplos en la bibliografía que utilizan el reciclado del SMC por medio del proceso de amolado y su posterior uso como material de relleno [4,5]. En la mayoría de las aplicaciones, la adición de menos del 10% de contenido en peso del material reciclado de SMC, resulta en una insignificante perdida de rigidez en producto final. Una ventaja añadida del uso de SMC reciclado como relleno frente a los materiales convencionales de relleno, es que su gravedad específica es mas baja. De esta manera es posible obtener piezas mas ligeras y resistentes utilizando este procedimiento (tabla 3.8.1). El reciclado de SMC se ha simulado añadiendo material reciclado de SMC en nuevas piezas [4]. Los ensayos han mostrado que el material reciclado de SMC se puede incorporar en nuevas piezas de SMC utilizando el equipamiento

de fabricación estándar y con sólo unas pequeñas modificaciones en la formulación. La mejora del módulo a flexión, junto con una ligera reducción de la resistencia a tracción se ha obtenido en piezas de SMC que contenían un 10% de material reciclado de SMC. El material muestra en general una reducción de sus propiedades mecánicas cuando se añade un 30% de material reciclado.

Tabla 3.8.1 Ahorros de peso en un capó de 9 Kg. de peso utilizando SMC reciclado.

Contenido de reciclado	10%	15%	25%
Reducción de peso (%)	-4.7	-6.7	-9.8
Reducción de peso (Kg.)	0.43	0.6	0.9

La utilización de material reciclado como relleno en nuevas piezas de SMC es una alternativa simple y barata. Sin embargo, no aprovecha un elevado valor potencial del material virgen, puesto que no mantiene las propiedades destacables de la fibras o la resina. Mas aún, mientras que el uso de materiales compuestos reciclados para su reutilización puede considerarse como ventajoso para aplicaciones de SMC en piezas del automóvil (que contienen altos niveles de material de relleno inorgánico), es mucho menos aceptable para el reciclado de materiales compuestos avanzados utilizados en aeronáutica o en otras aplicaciones de altas prestaciones, puesto que este método no sustituye el valor completo de las costosas fibras o resinas utilizadas en tales aplicaciones [3]. Aunque del 10 al 20% de reciclado fino de SMC se puede utilizar para sustituir el relleno del carbonato cálcico, sin afectar a las propiedades estáticas o dinámicas del nuevo material de SMC, pero niveles mas elevados pueden causar problemas. Esto es porque a medida que la cantidad de material reciclado aumenta, las fibras de vidrio pueden, las fibras de vidrio pueden producir un tamizado sobre las partículas recicladas, dando lugar a una estratificación dentro del SMC. Esto es necesario evitarlo pues puede dar lugar a propiedades heterogéneas.

3.8.2.2.1 Procesos de amolamiento

El proceso de reciclado de materiales compuestos desarrollado por Premix Inc. para el reciclado de piezas de SMC y de BMC se describe en la referencia [9]. Este proceso utiliza un tamizador, consistente en un martillo amolador pulverizador y clasificador disponible comercialmente. Los fragmentos de la pieza son reducidos de tamaño por el tamizador, entonces el martillo amolador pulveriza mas aún las partículas hasta el tamaño de material de relleno. La unidad de clasificación entonces separa las partículas en fracciones de deferentes tamaños.

3.8.2.2.2 Procesos avanzados de amolado para el SMC

En los procesos avanzados de amolado de SMC, las piezas de SMC no son molidas hasta llegar a polvo, sino que son triturados de una manera controlada utilizando un proceso de triturado multi-etapa que permite una conservación significante de la longitud de la fibra, haciendo del material reciclado un excelente agente reforzante. Los desperdicios de SMC reciclados por tal proceso controlado de triturado pueden ser utilizados como refuerzos en piezas nuevas de SMC o BMC. Novedosas tecnologías de trituración con máquinas de doble hélice están también siendo investigadas como un método para recuperar los componentes del material compuesto en gran medid3a intactos.

3.8.2.2.3 El proceso de trituración controlado de ERCOM

El proceso de reciclado de ERCOM permite producir reciclado a partir de pedazos de SMC rico en fibras de vidrio controlando a su vez las longitudes de las fibras de vidrio. ERCOM Composites Recycling GmbH (Rastatt, Alemania) es un consorcio de compañías que comenzaron la recolección y reciclado de

materiales compuestos desde 1992. Las compañías involucradas en este consorcio son: BASF, BWR, Cray Valley, Dow Chemical, DSM, Duroform, Elastogran, Menzolit, Mitras, OCF y Vetrotex.

En el proceso ERCOM, los fragmentos de SMC son recolectados y después mecánicamente reprocesados de forma que puedan ser convenientemente reutilizados como material de refuerzo. Puntos locales de recolección han sido establecidos y un triturador móvil (figura 3.8.2) recorre estos puntos, recolectando las piezas triturandolas “in situ” en piezas de tamaño manejable de aproximadamente 50 mm^2. Estas piezas son entonces almacenadas en un contenedor conectado directamente con el triturador (figura 3.8.3). El contenedor regresa a la planta de reciclado de ERCOM donde un martillo amolador rompe aún mas las piezas trituradas de desperdicios en fracciones de un tamaño específico, consistente en tres fracciones de polvos y tres fracciones de fibras. La instalación de triturado de ERCOM tiene una capacidad de hasta 6000 tpa.

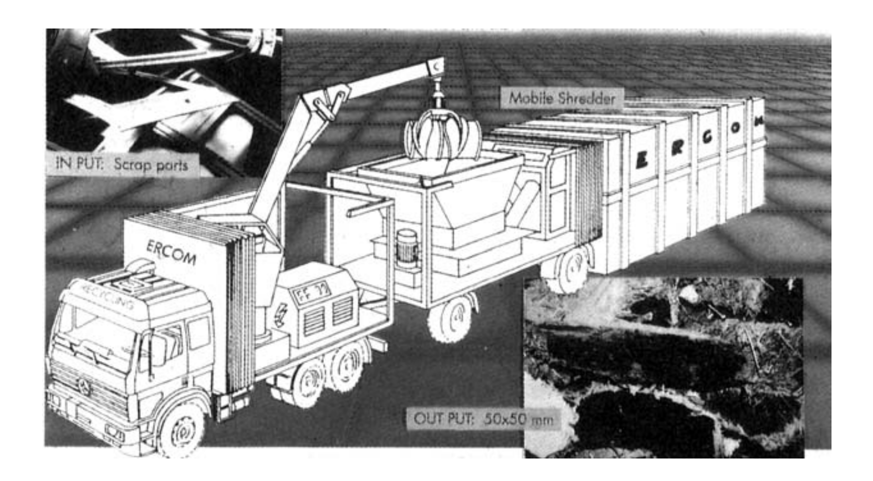


Figura 3.8.2 Dibujo del sistema de reciclado móvil de ERCOM



Figura 3.8.3 Sistema de triturado móvil de ERCOM en funcionamiento

En 1995, el proceso de reciclado de ERCOM fue utilizado para reciclar 750.000 piezas provenientes de desperdicios de fabricación de SMC y 250.000 piezas de SMC reutilizadas. Estas piezas fueron recicladas y reformuladas para su reutilización por automóviles y camiones de Audi, VW y Mercedes [14]. En 1997, ERCOM recicló de forma satisfactoria 1.5 millones de piezas de material compuesto de automóviles y componentes electrónicos.

El éxito del sistema de reciclado de ERCOM está basado en los siguientes aspectos esenciales:

- desarrollo de un triturador móvil y una planta de procesado

- establecimiento de plantas de desmantelamiento (junto a otros socios industriales)

- desarrollo e implementación de criterios de desmantelamiento para asegurar la calidad del reciclado[15]

- desarrollo de un sistema de calidad para la producción de piezas de SMC con material reciclado

- ensayos y aprobación de piezas primarias con material reciclado de SMC.

Detalles del proceso de ERCOM

La característica mas importante del proceso de reciclado de ERCOM es la utilización de un triturador móvil. El propósito del triturador móvil es doble: primeramente reducir el tamaño de piezas de material compuesto de gran tamaño a piezas de dimensiones convenientes de 50 x 50 mm, reduciendo así el volumen de transporte en un factor de 5, en segundo lugar la fase de triturado permite una sencilla extracción de los insertos metálicos para asegurar un reciclado libre de partes metálicas. Las piezas trituradas son cargadas en un contenedor de 30 m^3 de capacidad que puede soportar hasta 10 toneladas de piezas procesadas de SMC. La naturaleza móvil del triturador es de vital importancia para obtener suficiente volumen de SMC de diferentes estaciones repartidas por todo el territorio.

El material triturado es transportado a la planta de reciclado donde sufre una serie de etapas consistentes en desecado, mecanizado, cribado y tamizado para producir tanto reciclados ricos en fibra como reciclados ricos en material de relleno de SMC. Un martillo amolador se utiliza para pulverizar los desperdicios de SMC triturados y después se transfiere a un separador ciclónico que separa el material fino del grueso. La fracción gruesa se vuelve a introducir en el martillo amolador para una reducción del tamaño mayor. El material fino pasa a través de un segundo separador ciclónico y una criba vibratoria que tamiza las respectivas fracciones de tamaño (figura 3.8.4). Las diferentes fracciones se almacenan entonces en recipientes de almacenamiento. Para asegurar una elevada calidad requerida para la reutilización en formulaciones de SMC, los fragmentos de SMC que se recolectan deben estar limpios de madera, papel, textiles, materiales de embalaje y elastómeros. Las propiedades que aseguran una calidad crítica y que son controladas son la distribución del tamaño de partículas, contenido en humedad y viscosidad de una mezcla estándar de resina y reciclado.



Figura 3.8.4 *Ejemplo de reciclado de SMC rico en fibra obtenido mediante el proceso de reciclado de materiales compuestos de ERCOM*

Las longitudes de fibra obtenidas para varios grados de reciclado ERCOM se muestran en la tabla siguiente.

Tabla 3.8.2 Distribución de longitudes de fibra para reciclados de SMC obtenidos por ERCOM

Tipo de componente	Código	Tamaño partícula
Relleno	RC1000	< 0.25 mm
Mezcla	RC1100	0.25 – 3 mm
Fibras	RC3101	3 – 15 mm

3.8.2.2.4 El proceso de reciclado de Phoenix Fiberglass

Phoenix Fiberglass (Toronto, Canada) utiliza un método patentado que recupera fibras de vidrio a partir de desperdicios de SMC. Las fibras recuperadas pueden ser utilizadas para reemplazar parcialmente las fibras originales en SMC y BMC sin detrimento alguno de la reducción de propiedades. El método Phoenix mejora la adhesión entre las fibras recuperadas y las nuevas matrices resinosas mediante un proceso de tratamiento [18].

Phoenix Fiberglass Inc. se formó en 1991 con ayuda del Canada's National Research Council and Ortech International. Una planta a escala completa para reciclar SMC se construyó en Oakville, Ontario por Phoenix con una capacidad aproximada de 2600 tpa. Producen tres calidades principalmente de reciclado de SMC conocidos como PHX-200 fracción de relleno, MFX fibras molidas y CSX híbrido de fibras de vidrio. El PHX-200 está predominantemente formado por contenido de relleno (tabla 3.8.3) de FRAGMENTOs de SMC y tiene un tamaño medio de partículas de aproximadamente 14 micras. Su aplicación principal es en piezas de automóvil de SMC como sustituto del carbonato cálcico. El MFX de

fibras molidas posee un contenido de vidrio del 85% y son disponibles en longitudes nominales de 0.8 mm, 1.6 mm y 3.2 mm con diámetros de fibras que van desde 12 a 14 micras. El CSX híbrido de fibras de vidrio posee un contenido en vidrio cercano al 40% y las longitudes de las fibras son aproximadamente de 12 micras. Estas fibras de vidrio se denominan híbridas porque contienen un 55% en peso de resina adherido a las fibras. Las fibras de CSX son tratadas con un apropiado agente para mejorar el acoplamiento a la resina. Estas fibras pueden reemplazar del 20 al 50% de las fibras originales en piezas de BMC y SMC, produciendo unos ahoros en costes de hasta el 30%.

Phoenix ha tenido un gran éxito con los moldeadores de SMC utilizando su SMC reciclado en piezas como el refuerzo del salpicadero trasero del Corvette.

Tabla 3.8.3 Propiedades de diferentes calidades de reciclados de SMC producidos por Phoenix Fiberglass Inc.

PHX-200 relleno		
	Tamaño de partícula medio	14 micras
	Máximo tamaño de partícula	< 200 micras
	Gravedad específica	1.9
	Contenido en Vidrio	13%
	Contenido de relleno	58%
	Contenido orgánico	29%
	Aplicaciones	Piezas de automoción en SMC como sustituto del carbonato cálcico
MFX fibras molidas		
	Tamaños	0.8 mm, 1.6 mm, 3.1 mm
	Densidad volúmica	0.18 – 0.55 g/cm3
	Diámetro de fibra	12 – 14 micras
	Contenido en vidrio	85%
	Contenido orgánico y de relleno	15%
	Aplicaciones	Mezcla para fricción, polvos RIM
CSX fibras de vidrio híbridas		
	Longitud de fibra media	12 micras aproximadamente
	Gravedad específica	1.9
	Contenido en vidrio	40%
	Contenido orgánico y de relleno	60%
	Aplicaciones	BMC, mezcla para fricción, estucado

3.8.2.3 Degradación química selectiva de fragmentos de SMC

Otra opción para el reciclado de materiales de SMC es la degradación química selectiva de la red del polímero poliester/estireno por reacción de los enlaces de ester con un apropiado nucleófilo [19]. Se ha comprobado que cuando la resina de poliester insaturada y en masa reacciona con nucleófilos (por ejemplo hidróxido/benzil de potasio, alcohol, hidrazina o benzilamina), se pueden producir los productos solubles como los copolímeros de estireno y derivados de ácido fumárico [19].

Figura 3.8.5 Degradación selectiva de una red de poliester-estireno utilizando hidróxido de potasio alcohólico a 85ºC.

En la figura se muestra la degradación selectiva de una red de poliester-estireno. El estireno y los derivados de ácidos orgánicos que se producen podrían ser utilizados como materia para la producción de nuevos materiales de SMC. Desde un punto de vista comercial, este método padece algunas limitaciones en comparación con otras alternativas de reciclado como el amolamiento o la pirólisis. Por ejemplo, el hidroxido de potasio tiene un efecto degenerador sobre las fibras de vidrio que se recuperan. Además, el uso de grandes cantidades de hidróxido de potasio requiere inevitablemente una etapa de neutralización y esto puede generar grandes cantidades desperdiciadas de agua que se necesita para los procedimientos de limpieza. Otro punto importante es que el paso de neutralización del ácido puede descomponer el carbonato cálcico que está presente, evitando así el poder ser utilizado como material de relleno. Como resultado de estas limitaciones, se han evaluado agentes químicos que son menos agresivos hacia las fibras de vidrio, como las etanolaminas [19]. Esta solución fue la más prometedora, dando lugar a tres tipos de fracciones; fibras de vidrio, material de relleno y un polímero soluble al metanol que contiene grupos hidroxil. El

proceso con la etanolamina permite la recuperación de una buena cantidad de fibras de vidrio y una ventaja adicional es que este agente puede recuperarse por medio de la destilación.

Los materiales de SMC reciclados de forma química han sido evaluados en formulaciones de BMC. Se ha comprobado que reemplazando la mitad de las fibras originales con este material reciclado, no se afecta a las propiedades mecánicas a excepción de la resistencia al impacto según el ensayo Charpy. Sin embargo es difícil aumentar el contenido de fibras de vidrio recicladas sobre la cantidad mencionada anteriormente, debido al hecho de que el volumen por peso de estas fibras es mucho mayor que el de las fibras originales.

3.8.2.4 Reciclado por disolución del SMC sin curar

El SMC sin curar puede ser reciclado utilizando una método de separación por disolución desarrollado por Owens-Corning Corp., Eagle_Picher Industries Inc. (Joplin, MO, USA) y Chemical Solvents (Cleveland, OH). Este proceso lleva consigo la inmersión del SMC sin curar en un baño de disolventes con agitación mecánica, lo cual produce la separación física de la resina de relleno de la fibra de vidrio, permitiendo que cada componente sea reciclado separadamente. El disolvente se recupera por destilación [6].

3.8.2.5 Pirólisis de fragmentos de SMC

Los fragmentos de SMC pueden ser sometidos a pirólisis bajo condiciones controladas para obtener un residuo inorgánico (aproximadamente con un 75% en peso) (principalmente fibras de vidrio y carbonato cálcico) el cual puede ser reutilizado en nuevos productos de SMC como sustituto de alguno de los materiales de relleno o incluso como refuerzo, si la pirólisis se realiza bajo condiciones suaves o de oxidación. La figura 3.8.6 muestra una curva termogravimétrica para un material típico empleado en SMC calentado en nitrógeno. Es de destacar el relativamente bajo contenido orgánico en el paso inicial de pérdida de peso. El segundo paso de perdida de peso se debe a la descomposición del material de relleno de carbonato cálcico en óxido de calcio y dióxido de carbono a temperaturas superiores a los 700ºC.

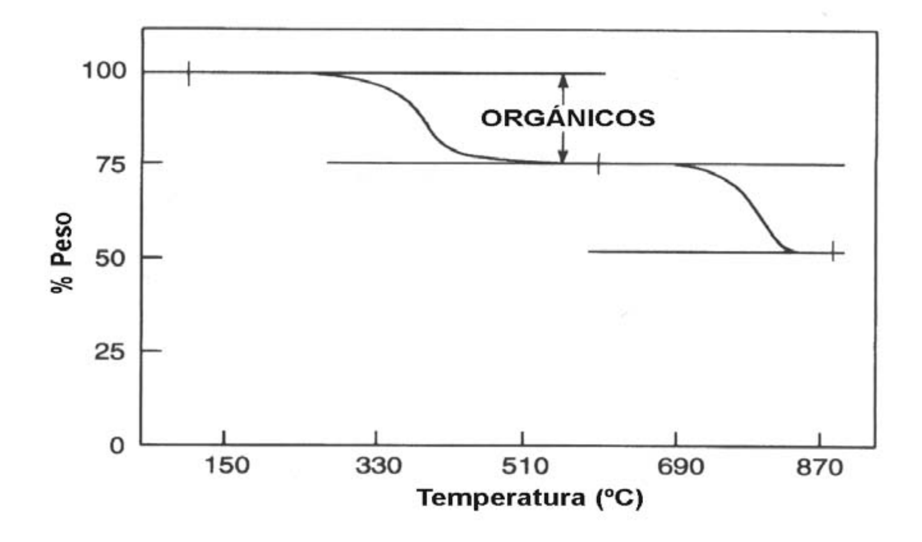


Figura 3.8.6 Curva típica termogravimétrica para un SMC

La pirólisis, si se realiza de forma cuidadosa, posee la capacidad de separar los componentes inorgánicos del SMC sin reducir sus características. Un beneficio añadido de la pirólisis es que no sólo separa los componentes de forma individual para su reutilización, sino que además utiliza el contenido energético de la fracción de resina del SMC como combustible del proceso.

3.8.2.6 Gasificación inversa de fragmentos de SMC

La gasificación inversa de materiales compuestos trae consigo la exposición del material compuesto a altas temperaturas combinado con una adición controlada de oxigeno y agua. En la gasificación inversa de materiales compuestos termoestables, la matriz polimérica se convierte a gas (principalmente hidrógeno y monóxido de carbono) aceites pesados, y también se recuperan fibras de refuerzo que se caracterizan por la ausencia de resina residual [22].

La gasificación inversa de materiales compuestos basados en polímeros ha sido estudiado en gran medida por la Universidad de Missouri – St. Louis [22]. Un esquema del reactor de la gasificación inversa se muestra en la figura siguiente. La gasificación inversa es una tecnología probada en la gasificación de carbón. También se ha mostrado exitosa para recuperar fibras de algunos materiales compuestos como carbono/bismaleimida, carbono/epoxi y fibra de vidrio/poliester. Se ha demostrado utilizando la digestión de ácido (ASTM D3191 – 76) que el contenido residual de resina encontrado en en las fibras recuperadas era menor de 10% en todos los casos. Además, un exámen por el SEM indicó que las fibras no estaban dañadas a consecuencia del proceso de gasificación inversa. Las condiciones de la reación se optimizaron para minimizar la cantidad de resina restante sobre las fibras. Los mejores resultados se obtuvieron cuando el contenido en agua del material compuesto previo a la gasificación era elevado y cuando el del flujo de oxígeno en el reactor era bajo. El bajo flujo de oxígeno proporciona bastante tiempo para convertir la resina sin quemarla. Se cree que el elevado contenido en agua promociona estas reacciones químicas que convierten la resina polimérica en productos gaseosos. Bajo unas condiciones óptimas de reacción, el valor medio de la resina residual sobre las fibras recuperadas se obtuvo cercano al 2% [22].

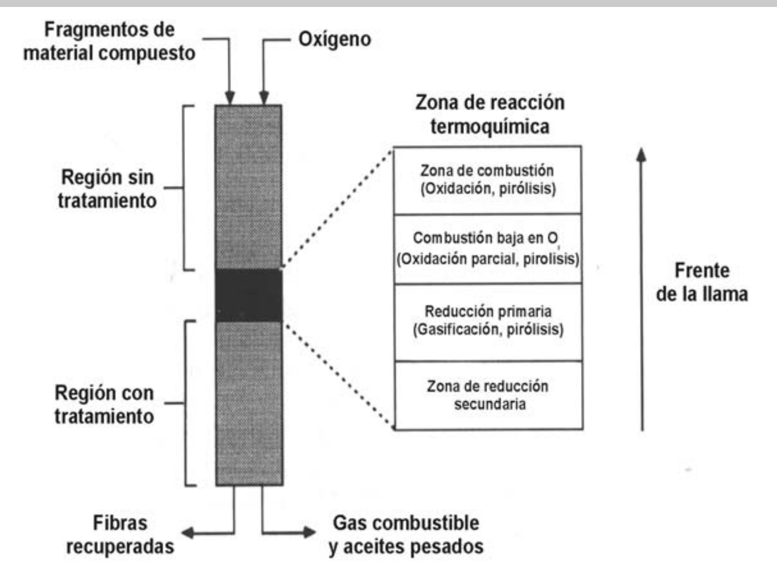


Figura 3.8.7 Esquema del proceso de gasificación inversa, en donde el material compuesto se expone a altas temperaturas junto con la adición controlada de oxígeno y agua

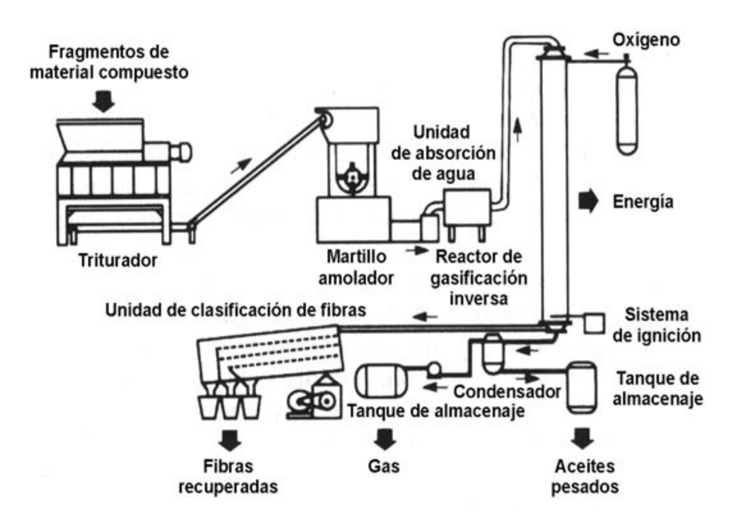


Figura 3.8.8 Proceso completo de gasificación inversa para reciclado avanzado de desperdicios de materiales compuestos

3.8.2.7 Recuperación de energía a partir de fragmentos de SMC

La recuperación de energía por combustión de fragmentos de SMC está especialmente bien situada para uso final de los fragmentos de SMC que están contaminados y contienen una mezcla de diferentes polímeros [23]. El reciclado de SMC no sólo consiste en el reciclado de la matriz polimérica puesto que el total del material que compone el SMC está formado además por fibras de vidrio y materiales de relleno. Después de la combustión del SMC, una gran cantidad de refuerzo inerte y material de relleno resulta sobrante. Este residuo inorgánico puede tener el mismo volumen (normalmente son dos tercios del peso) que el material compuesto original [24]. Por tanto, si la combustión de SMC empieza a ser atractiva para el reciclado de materiales compuestos, el proceso en particular precisa utilizar el contenido inorgánico así como el contenido energético del polímero [25].

El poder calorífico de un material compuesto polimérico es primariamente dependiente de cuanto material combustible hay en el material compuesto. De hecho, se ha encontrado una relación lineal entre el poder calorífico del material compuesto y la proporción de material no combustible de acuerdo con la siguiente ecuación:

Poder calorífico = 30000 – 300(% de material no combustible) [kJ/Kg]

Como media, las matrices resinosas de los polímeros utilizadas para producir materiales compuestos poseen poderes caloríficos mas elevados (alrededor de 30000 kJ/kg) que los del carbón (26000-30000 kJ/Kg) o los neumáticos (31000 kJ/Kg). Sin embargo, la presencia de materiales de relleno no combustibles en los materiales de SMC, reduce el contenido calorífico global a cerca de 15000 kJ/Kg. Esta cantidad todavía excede el del desperdicio doméstico (7000 – 12000 kJ/Kg). Incluso en el caso de los materiales compuestos de SMC que contienen materiales de relleno retardantes de llama como el trihidrato de alúmina que endotérmicamente se descompone para liberara agua entre 200º y 300ºC, el poder calorífico del SMC se

reduce sólo marginalmente. Por ejemplo, un material de poliester que contiene un 10% en peso de trihidrato de alúmina sólo sufre una reducción en su poder calorífico del 1.5% debido a la descomposición del material de relleno [25]. El carbonato cálcico se puede también descomponer endotérmicamente entre 700º y 900ºC dando como resultado dióxido de carbono y cal. Esto ocasiona que el valor del poder calorífico de un material de SMC que contenga un 50% de carbonato cálcico disminuya entorno a un 14% [25]. Afortunadamente, los materiales de SMC producen baja carbonización porque la matriz de poliester tiende a quemarse rápidamente con la mayor parte del calor liberado en la fase de combustión gaseosa, lejos de la fase sólida. Esta es la misma situación que en el caso de materiales compuestos basados en resinas epoxi y vinilester que también producen baja carbonización normalmente. Las resinas fenólicas por otro lado, dan una gran proporción de material carbonizado (> 40%).

En los ensayos de combustión que utilizan una cámara gemela, con deficiencia de aire en el incinerador, los materiales compuestos basados en poliester a pesar de su bajo poder calorífico, se queman fácilmente y rápidamente alcanzando temperaturas que exceden los 900ºC (25). Debido a que el material compuesto posee un elevado contenido en material de relleno, los residuos de ceniza que queda tras la combustión, tienen esencialmente el mismo volumen que el material original. Incluso mantienen la forma original , pero es frágil e inconsistente cuando se manipula. Donde el carbonato de calcio no se ha calcinado, las fibras de vidrio originales son claramente distinguibles. Mientras que las emisiones gaseosas provenientes de la incineración del SMC entran dentro de los límites dados por la reglamentación correspondiente, las emisiones de partículas, exceden estos límites.

3.8.3 Reciclado de materiales compuestos vidrio y matriz termoplástica

El reciclado de polímeros reforzados con fibra corta por fundición puede ocasionar el desgastado de la fibra dando lugar a un acortamiento de la longitud de la fibra (debido a la elevada cortadura de la mezcla por plastificación) (tabla 3.8.4). Si las fibras mas cortas están por debajo de la longitud crítica de la fibra, que es aquella longitud teórica que imparte mejoras en las propiedades mecánicas al polímero, entonces las propiedades del material compuesto reciclado será considerablemente mas baja que el material original.

Tabla 3.8.4 Longitud media de fibra y fracción de volumen (%) de fibras por encima de 230 micras en longitud para muestras después del proceso y reproceso

Muestra	Longitud media de la fibra (μm)	Fracción de volumen (%) > 230 μm
Mezcla de polímero original	432	74
Muestra moldeo (0% reciclado)	309	68
Muestra moldeo después de reciclado	357	53
100% reciclada	248	48

Generalmente la primera extrusión o fase de inyección en el molde produce la mayor reducción en la longitud de la fibra, pero el reprocesado ciertamente disminuye la longitud de la fibra todavía mas. Se ha demostrado que los materiales compuestos de vidrio y nylon después del reprocesado sufren un 20% de reducción en la longitud media de la fibra como resultado del reprocesado y esto da lugar a una reducción del 10% de su resistencia a tracción [28]. La distribución de la longitud de la fibra puede ser determinada mediante la combustión de la matriz polimérica en una mufla. Las fibras recuperadas se dispersan en diclorometano y situadas sobre un soporte para el microscopio. Un microscopio optico se puede utilizar para medir la distribución de la longitud de las fibras.

3.8.4 Reciclado de materiales compuestos carbono / epoxi

3.8.4.1 Introducción

La recuperación de las fibras de carbono a partir de los desperdicios que se generan en el procesado de plástico reforzado con fibra de carbono es una nueva tecnología que está surgiendo en el campo del reciclado. En la fabricación de plástico reforzado con fibra de carbono, filamentos continuos en forma de tejidos o no tejidos son predominantemente usados. Estos materiales son normalmente impregnados con resinas epoxi, y los preimpregnados resultantes son subsecuentemente procesados. Los preimpregnados están disponibles en láminas, las cuales son cortadas de acuerdo con las dimensiones del diseño final. Este proceso genera una cantidad importante de desperdicio, el cual normalmente no es utilizado.

El reciclado de desperdicios de fibra de carbono impregnada es económicamente interesante, debido al alto coste de la fibra de carbono. En principio, la recuperación de fibras de vidrio a partir de plástico reforzado es también posible, pero no es económicamente interesante, debido a su bajo coste.

3.8.4.2 Potencial aplicación de las fibras reprocesadas

El reprocesado puede orientarse a la recuperación de fibras de carbono discontínuas de una determinada longitud a partir de los desperdicios de corte. Procesos desarrollados recientemente de producción de unidireccional de fibra corta, permiten el uso de este tipo de fibras en el desarrollo de materiales compuestos de elevadas propiedades.

Otra aplicación de fibras cortas es en procesos de moldeo bajo presión, donde la fibra se encuentra aleatoriamente orientada, los cuales ofrecen menores propiedades mecánicas que los diseños que utilizan fibras largas de carbono orientadas.

Actualmente, los termoplásticos reforzados con fibra de carbono están siendo considerados para aplicaciones industriales. El reciclado de la fibra es potencialmente interesante debido a que los requerimientos de distribución de longitud de fibra son menos exactos que los correspondientes a los preimpregnados de fibra corta.

3.8.4.3 Reprocesado

Los desperdicios generados por el procesado de materiales compuestos con fibra de carbono consisten en fibras, tejidos, preimpregnados y laminados curados. La mayoría de estos son preimpregnados, los cuales pueden ser reprocesados por dos operaciones básicas: extrayendo la resina y cortando las fibras.

Dado que el material de la matriz normalmente usado es resina epoxi, los estudios se han centrado en este material. El contenido en resina de los preimpregnados es alrededor de un 40% en peso y el recubrimiento de las fibras 1-2%. Dado que la resina epoxi se encuentra sin curar, es soluble en solventes orgánicos, como acetona. Además es esencial que la superficie de la fibra no sufra ningún cambio, puesto que afectaría a la adhesión resina-matriz. Se comprueba que la extracción de la fibra con solventes no tiene efectos adversos.

Otra posibilidad de extracción de resina es a través de degradación térmica. En atmósfera normal, las fibras de carbono son destruidas por oxidación a temperaturas sobre 400 ºC, mientras que la resina puede ser extraida a temperatura inferior. Sin embargo, este procedimiento introduce cambios en la superficie de la fibra, conllevando bajas propiedades de adhesión fibra-matriz. La resina también puede ser extraída por medio de la utilización ácido sulfúrico y peróxido de hidrógeno. Sin embargo, en la actualidad no existen procedimientos económicos de extraer la resina epoxi de laminados curados.

El aspecto esencial en la reutilización de fibras de carbono consiste en la forma de alinear la fibra corta no tejida con una longitud de 3 mm. Longitudes mayores podrían afectar a la orientación de la fibra y ratios más pequeños de longitud/diámetro podrían conllevar menores propiedades mecánicas.

Un equipo de corte comercialmente disponibles, contaría con cortadores de fibra, y granuladores. Sin embargo, no son válidos para cortar las fibras de carbono recuperables, puesto que los deshechos se encuentran orientados aleatoriamente. Algunos dispositivos especiales son válidos, los cuales están constituidos por dos cortadores rotativos, por medio de los cuales se consigue que un 60% de la fibra posea una longitud de 2.5 a 3.5 mm. Esto convierte este proceso en un método para conseguir fibra un 20% más barata que la nueva.

3.8.4.4 Materiales compuestos con fibra discontinua alineada

Diversas técnicas de alineamiento han sido desarrolladas para eventual uso con materiales fibrosos de alto grado, hasta ahora obtenibles sólo como *whiskers*. Teniendo en cuenta su elevado coste, tales fibras no han sido usadas todavía. El trabajo de desarrollo se ha centrado en fibras de carbono, aunque el procedimiento de alineación también es aplicable a fibras cortas de vidrio. Los sistemas de material para matrices utilizados para materiales compuestos reforzados con fibra continua pueden ser también aplicados a los de fibra corta unidirecciónal. Es decir, matrices termoestables o termoplásticas.



Figura 3.8.9 Instalación para la producción de fibra corta alineada

La técnica de alineamiento se basa en un principio hidrodinámico, consistente en que las fibras son alineadas en un flujo controlado. Una suspensión de fibra es preparada en un tanque de almacenaje, pasando a través de un canal a un filtro de vacío rotativo. El líquido es extraído y la fibra es retenida y cubierta por un velo.

Para producir laminados, los materiales de matriz deben ser introducidos en la láminas de fibras por dos métodos. El primero consiste en la preparación de una solución de resina con un solvente de bajo punto de ebullición, el cual es utilizado para impregnar las láminas de fibra. El solvente es posteriormente evaporado.

El segundo método introduce un film de resina en las láminas de fibra bajo presión y calor. Los dos métodos son aplicables con resinas termoplásticas y termoestables.

Una evaluación de propiedades mecánicas fue desarrollada en laminados unidireccionales formados a partir de fibras cortas de carbono alineadas, con una resistencia a tracción en torno a 3.000 MPa y módulo elástico sobre 220 GPa. La longitud de fibra era 3 mm utilizando una resina epoxi con una hora de curado a 180 ºC. La resina epoxi fue consolidada bajo vacío y curada bajo las condiciones mencionadas. El espesor resultante de laminado fue de 2 mm. Las dimensiones de los especímenes ensayados estaban de acuerdo con la normativa para aviación. Los resultados más significativos se muestran en las figuras 3.8.10 a 3.8.12.

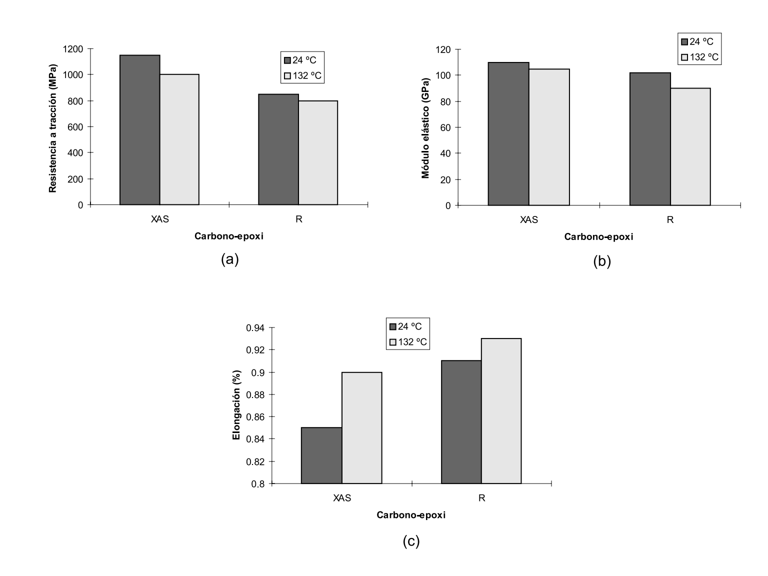


Figura 3.8.10 Propiedades a tracción de fibra de carbono unidireccíonal de fibra corta, dirección 0º. (a) Resistencia a tracción. (b) Módulo elástico. (c) Elongación. R: Especímenes con fibra reciclada.

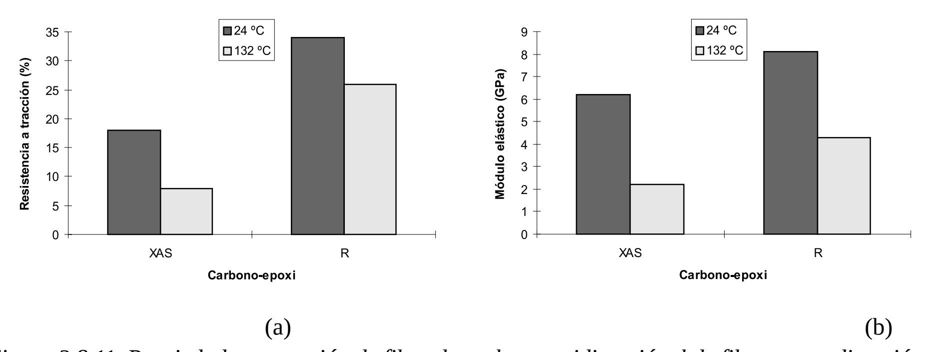
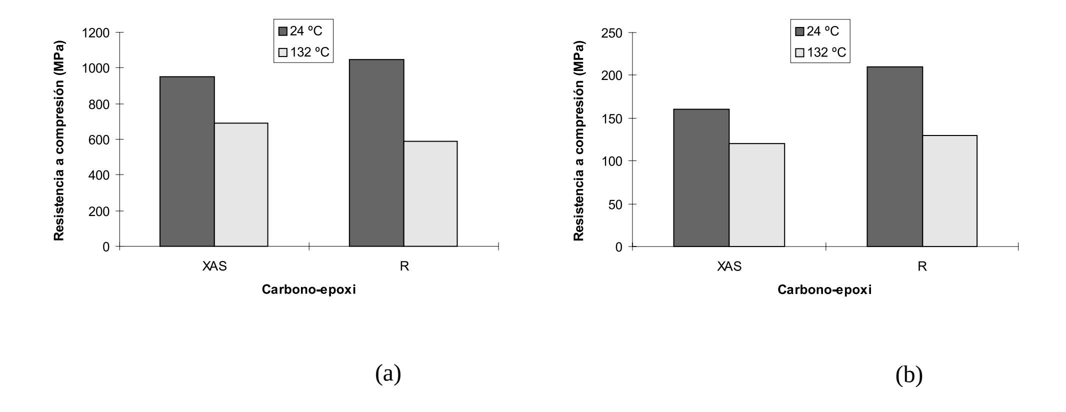


Figura 3.8.11 Propiedades a tracción de fibra de carbono unidireccíonal de fibra corta, dirección 90º. (a) Resistencia a tracción. (b) Módulo elástico. R: Especímenes con fibra reciclada.



(a) (b)

Fig.3.8.12 Propiedades a compresiónde fibra de carbono unidirecciónal de fibra corta. (a) dirección 0º (b) dirección 90º. R: Especímenes con fibra reciclada

3.8.4.5 Aplicaciones potenciales de materiales compuestos reforzados con fibra discontinua

Además de que las propiedades mecánicas de los materiales compuestos que poseen fibras cortas alineadas son equivalentes a los que poseen fibras continuas, los refuerzos de fibra corta presentan ventajas importantes. Primeramente, los preimpregnados con fibras discontínuas poseen unas buenas propiedades de impregnación debido a que antes y durante la operación de moldeo, pueden deslizar entre sí, permitiendo que se adapten a formas complejas tridimensionales. Por otro lado, los materiales híbridos son posibles. Además, fibras de carbono de bajo coste pueden ser obtenidas a partir de los desperdicios de procesado.

Estas posibilidades y las buenas propiedades mecánicas de alineamiento, hacen de los materiales compuestos de fibra corta alineada una buena opción para muchas aplicaciones estructurales, tales como:

- Moldeo por compresión con geometrías complejas que requieren elevadas características de conformación.

- Componentes con pequeños radios de curvatura en diferentes direcciones y con variación en el espesor de la sección.

- Componentes compactos de pared gruesa.

- Componentes con elevada resistencia a impacto.

Referencias

1. Cramer, D. R. and Brylawski, M. M., *'Ultralight-hybrid vehicle design: implications for the recycling industry'*, Proc. SPE Annual Recycling Conf., Nov., 1996, Chicago, IL, USA.

2. Patel, S. H., Gonsalves, K. E., Stivala, S. S., Reich, L. and Trivedi, D. H., *Adv. Polym. Technol.*, 12, 35 (1993).

3. Allred, R. E., *SAMPE J.*, 32, 46 (1996).

4. Petterson, J. and Nilsson, P., *J. Thermoplast. Composite Mat.*, 7, 56 (1994).

5. Inoh, T. et al, *J. Thermoplastic Comp. MtIs.*, 7, Jan (1994).

6. Anon, *Plastics Technol.*, Jan, p. 31 (1994).

7. Graham, W. D. and Clayton, R., *'Moulded recycled SMC parts'*, SAE Tech. Paper 920331, Society of Automotive Engineers, Warrendale, PA (1992).

8. Graham, W. D., Jutte, R. B. and Shipp, D. L., *Composites*, 3, 79 (1993).

9. Butler, K., *Proc. Thermoset Retec 1993*, SPE Thermoset Division, Research Triangle Park, NC, 8-10 March, 1993, paper 10.

10. Marciante, M. and Beltramo, C., document entitled *'Recycling of Car Composites'* [available from FIAT Auto, Torino, Italy] (1994).

11. Graser, K. and Hoock, R., Kunststoffe, 85, 15 (1995). 12. Milgrom, J., *Reuse-Recycle*, 27, 8 (1995). 13. Mauel, G. F. G., *Composites*, 5, 76 (1993). 14.Milgrom, J., *Reuse-Recycle*, 26, 47 (1996).

15. Schaefer, P., *'Tractical experience with processing and reuse of FRP post industrial materials from car repair shops and electro-technical dismantling plants'*, Proc. Palexpo, Geneva, Feb. 6th (1997); also relevant is Schaefer, P. and Plowgian, A. G., 'Gerinany - Auto part recycling for SMC a reality', Proc. 48th Annual Conf. Comp. Inst., The Society of the Plastics Industry, paper 15-D, Feb. (1993).

16. Heierhoff, K. and Bund, C., *Kunststoffe*, 85, 23 (1995).

17. Hartland, M. R. and Rowlands, H. E., *'The development of the roof structure for the Vauxhall Frontera Sport'*, Proc. Automotive Industry International Week, 14-18 Nov (1994), Torino, Italy.

18. Sims, B., Booth, C. A. and Lakshmanan, V. l., *'Process for separating fibres from composite materials'*, Intl. Patent WO 93/05883, granted to Phoenix Fibreglass Inc., April 1, 1993.

19. Winter, H., Mostert, H. A. M., Smeets, P. J. H. M. and Paas, G., *J. Appl. Polym. Sci.*, 57, 1409 (1995).

20. Soh, S. K., Lee, D. K., Cho, Q. and Rag, Q., *Adv. Compos. X*, Proc. Annu. ASMIESD Adv. Compos. Conf, 10th, p. 47 (1994) Chem. Abs. 122: 316275x.

21. Allred, R. E., Coons, A. B. and Simonson, R. J., *'Properties of carbon fibres reclaimed. from composite manufacturing scrap by tertiary recycling'*, Proc. 28th Ind. SAMPE Tech. Conf., Seattle, WA, 4-7 Nov. (1996).

22. Unser, J. F., Staley, T. and. Larsen, D., *SAMPE J.*, 32, 52 (1996).

23. Pickering, S. J., Bevis, M. J. and Homsby, P. R., *'Strategies for Recycling and Energy Recovery from Thermoset Composites'*, Proc. Composites '94, 19th International British Plastics Federation Composites Congress, 22-23 November, 1994, Birmingharn, publication 293/9, p. 59.

24. Pickering, S. J. and Benson, M., *'Recovery of materials and energy from thermosetting plastics'*, Proc. of ECCM6 - Recycling Concepts and Procedures, Bordeaux, France, Sept. 1993, p. 41 [available from the European Association for Composite Materials, Bordeaux].

25. Pickering, S. J. and Benson, M., *'The recycling of thermosetting plastics'*, Proc. 2nd Intemational Conference on Plastics Recycling, 13-14 March 1991, London p. 23/1-10 [available from the Plastics and Rubber Institute].

26. Fenwick, N. J., Kennerley, J. R., Pickering, S. J. and Rudd, C. D., *'Fluidized bed combustion processes for recycling composite materials from end of life vehicles'*, Proc. Auto Recycle '95, 15-16 November 1995, Detroit, USA p. 167.

27. Kennerley, J. R., Fenwick, N. J., Pickering, S. J. and Rudd, C. D., *Advanced Composites Letters*, 4, 105 (1995).

28. Eriksson, P. A., Eriksson, K., Albertsson, A.-C. and Manson, J. A. E., *ANTEC'94*, p. 2918 (1994).

29. Day, R. J., Wood, A. K. and Pang, S. F., *Composites Manufacturing*, 5, 187 (1994).

30. Wood, A. K., Day, R. J. and Pang, S. F., *'Recycling carbon fibre - PEEK composites'*, Proc. Ecotextile'95, 11-12 April, 1995.

31. Hicks, D. A., Krommenhoek, M., Soderberg, D. J. and Hopper, J. F. G., *'Tolyurethanes recycling and waste management'*, Proc. UTECH 94 Conference, The Hague, March, 1994, paper 51.

32. ISOPA Fact Sheet 'Densification and grinding', April 1995 & ISOPA Fact Sheet *'Evaluating the options'*, April 1995 [available from ISOPA, Avenue E van Nieuwenhuyse 4, Box 9, Brussels B-1160, Belgium.]

33. Weigand, E., Rasshofer, W., Herrmann, M., Bauman, G. F. and Nakamura. M., *'Recycling of Polyurethanes Put into Practice'*, Proc. Polyurethanes World Congress, October, p. 211 (1993).

34. Casey, M., Hicks, D. A., Hopper, J. F. G. and Hein, D. E., *'Chemical recycling - the price of success'*, Proc. Conf. R'95, Geneva, V61.11, p. 117.

35. Morgan, R. E., Weaver, L. B. and Munstermann, M., *'Commercial recycling of RIM polymers'*, Proc. Polyurethanes World Congress, 1993, p. 120.

36. Wagner, J., *German Patent DE 4,200,443* (1992) (to Bayer AG).

37. Morgan, R. E., Nemedy, L., Yester, S. G., Peterson, D. and Annstrong, B., *'Recycling RIM thermoset polymers into autornotive fascia'*, Proc. SAE Int. Congr. & Exposition, paper 940169, 1994 [available from SAE, 400 Commonwealth Dr., Warrendale, PA 15096-0001, USAI.

38. Babbington, D., Bambrick, C. and Waszeciak, D. *'Recycling plastic scrap in SRIM composites'*, Proc. SAE Int. Congr. & Exposition, paper 930567, 1993 [available from Society of Autornotive Engineers, 400 Commonwealth Dr., Warrendale, PA 15096-0001, USAI.

39. Anon., *Mod. Plast. Inter*., July (1996) p. 23.

40. Wagner, J., *German Patent DE 3,733,756 and European Patent EP 310,896* (1987) (to Bayer AG).

41. Simioni, F., Bisello, S. and Tavan, M., *Cellular Polymers*, 2, 281 (1983). 12. *Ford Patent, U.S Patent 4,025,559. 13.* Bayer Patent, *U.S Patent 4,399,236. 14*. Grigat, E., *Kunststoffe Gennan Plastics*, 68, 281 (1978). 15. Kanaya, K. and Takahashi, S., *J. AppL Polym. Sci.*, 51, 675 (1994). 16.Sirnioni, F., and Modesti, M., Material Eng., 2, 127 (1991).

42. Simioni, F., Modesti, M. and Rienzi, S. A., *Proc. 2nd Int. Conf. of Cellular Polymers*, 23-25 March 1993, Edinburgh, UK.

43. Utrich, H., Odinak, A., Tuker, B. and Sayigh, A. A. R., *Polym. Eng. Sci.*, 18, 844 (1978).

44. Sintioni, F., Modesti, M. and Rienzi, S. A., *Proc. Int. Conf. of Cellular Polymers*, 20-22 March 1991, London, UK.

45. Hicks, D. A., Hernel, C. B., Kirk, A. C., Stapelton, R. J. and Thompson, A. R., *Proc SPI Tech. Market. Conf*, Chicago, 26 Sept., 1995, pp. 279-286.

46. Hemel, C. B., *'Split-phase glycolysis of polyurethanes'*, Proc. SPE Annual Recycle Conference 1996, Chicago 7-8 Nov. 1996.

47. Van der Wal, H. R., *'New chemical recycling process for polyurethanes'*, Proc. UTECH'94, paper 53, p. 1, October, 1994.

48. Van der Wal, H. R., *'New chernical recycling process for polyurethanes'*, Proc. 34th Ann. Polyurethane Tech. Market. Conf., October, 1992 p. 560.

49. Imai, Y., Shu-Chang, X. and Enomoto, K., *Proc. Polyurethanes World Congr.*, p. 97 (1993). Chem. Abs. 122: 135194z.

50. Shuchang, X., Ornoto, M., Hidai, T. and Imai, Y., *J. Appl. Polym. Sci.*, 56, 127(1995).

51. Hicks, D. A., Soderberg, D. J., Winter, J. D. and Cantero, H., *'Impact of rigid polyurethane post consurner waste on the Texaco gasification. process'*, Proc. UTECH'96 conference, The Hague, 1996, paper 23.

52. ISOPA Fact Sheet *'Incineration with energy recovery'*, April 1995 [available from ISOPA, Avenue E van Nieuwenhuyse 4, Box 9, Brussels B- 1160, Belgium.]

53. Dernoe, L. and Nichols, E., *‘Recycling benefits of pour-in-place molded seat technology vs. traditional cut and. sew technology’*, Paper IM20, Detroit: Society of Autornotive Engineers.

54. *Engineered Materials Handbook. Volume 1. Composites*. ASM International. 1988.

55. H. Richter. *”Fibre Reinforced Composites with unidirectional short fibers.”* V. 75, N2. 1985, pp. 80

56. H. Richter. *”Recovery of Carbon fibers from scrap accruing in CRP processing.”* V. 75, N5. 1985, pp. 266-267.

57. Day, Michael “*Automotive shredder residue: three recovery choices*” Automotive Engineering v 102 Aug 1994 p.29-31.

CAPITULO IV
PROCESOS

PARTE A. PROCESOS DE MOLDE ABIERTO

4.1 MOLDEO POR VACÍO CON AUTOCLAVE. LOS PREIMPREGNADOS

4.1.1 Introducción

El preimpregnado o prepreg, es un material que se puede presentar bajo distintas formas, láminas de tejido, unidireccional, roving, etc., que ha sido impregnado previo a su uso y almacenado, generalmente a bajas temperaturas (unos –20º C).

La característica principal de este tipo de materiales es que la resina que los componen se haya en un estado de "semicurado", estado "B", lo que le confiere un tacto semipegajoso, denominado "tacking".

Las ventajas de este tipo de material son varias. En primer lugar el control sobre el porcentaje fibra/resina esta muy determinado, y además es muy alto, lo que hace que sea ampliamente utilizado para la fabricación de piezas estructurales en la industria aeronáutica, energía eólica, productos de alta competición deportiva, etc.

En segundo lugar, el hecho de que el material contenga la resina a priori, elimina la necesidad de impregnarlo in situ, con lo que el proceso de laminado de la pieza se simplifica considerablemente, reduciendo en gran manera los posibles defectos de fabricación de la misma.

Obviamente no todo son ventajas, la complicada formulación de las resinas, junto con la necesidad de almacenaje y transporte en lugares refrigerados, hacen que la utilización de estos materiales este limitada a mercados muy definidos, debido en gran manera a su elevado precio.

4.1.2 Tipos de prepeg

Como se ha mencionado anteriormente, el material preimpregnado se puede presentar bajo varias formas distintas, de entre las que destacan las bandas unidireccionales, el tejido, y el roving preimpregnado. Cada una de estas han seguido un método de fabricación distinto, como veremos a continuación.

4.1.2.1 Bandas unidireccionales

Es una de las más empleadas debido a sus enormes propiedades mecánicas en la dirección de la fibra.

Consiste en una serie de hebras de fibra colocadas paralelamente y compactadas, de modo que se obtiene una banda de pequeño espesor y de distribución uniforme. Dichas hebras se pueden presentar antes del proceso de impregnación de distintas maneras, sintetizadas en la siguiente tabla.

Tabla 4.1.1 Tipos de hebras para bandas unidireccionales

MATERIAL	Metros/kilogramo	Tamaño del hilo
Carbono (entre 1000 y 12000 hilos por hebra)	300/1200	5-10 μm
Vidrio (entre 2450 y 12240 hilos por hebra)	490/2400	4-13 μm
Aramida (entre 800 y 3200 hilos por hebra)	2000/7850	12 μm

El proceso de fabricación

Esquemáticamente representado en la figura siguiente, las fases del proceso son las siguientes:

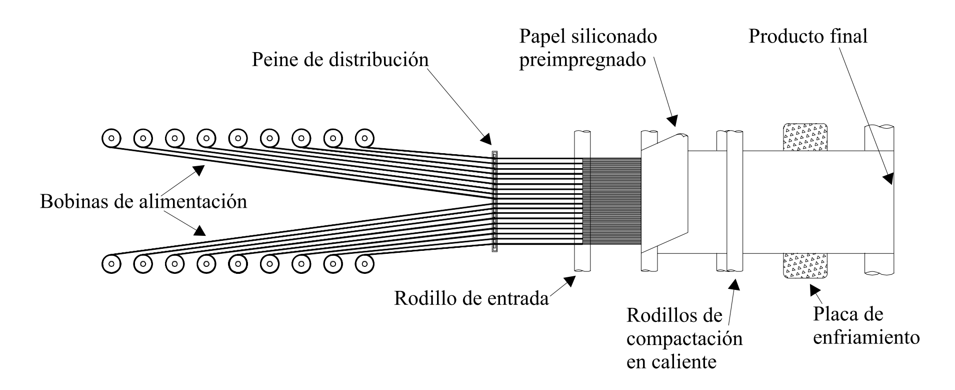


Figura 4.1.1 Proceso de manufactura de una banda unidireccional

En primer lugar se procede a impregnar un papel siliconado, a diferencia del resto de los procesos que veremos a continuación, éste es el elemento que va a transferir la resina a la fibra, en lugar de que ésta pase por un baño para su impregnación. La cantidad de resina que se adhiere a este papel , junto con la cantidad de fibra de las hebras, nos va a dar la proporción final de fibra/resina del producto final [1].

De una serie de ovillos de fibra se toman las hebras que, en primer lugar, pasarán a través de unos peines para su distribución uniforme sobre el rodillo de entrada la máquina.

Una vez que la fibra esta distribuida uniformemente al ancho deseado, entra en contacto por ambas caras con sendos papeles siliconados impregnados de resina con anterioridad. Calentando y presionando el conjunto, la resina se transfiere a la fibra, quedando ésta preimpregnada.

Por último se procede a un enfriamiento del conjunto fibra/matriz, que es enrollado en tubos de cartón simultáneamente con un papel separador.

Tabla 4.1.2 Rangos típicos de dimensión

DIMENSIÓN	
Espesor, mm	0.08-0.25
Ancho, mm	25-1500
Peso por rollo, Kg	4.5-225

Propiedades mecánicas

La orientación unidireccional de la fibra en el preimpregnado se traduce en una total anisotropía, con elevadas propiedades de resistencia y rigidez en la dirección de la misma, mientras que en la dirección perpendicular son las propiedades de la resina las que predominan frente a las de la fibra.

Tabla 4.1.3 Diferencia de propiedades en dos direcciones opuestas 0º/90º

MATERIAL	**Resistencia a tracción 0º (MPa)**	**Resistencia a tracción 90º (MPa)**	**Módulo elástico 0º (GPa)**	**Módulo elástico 90º (GPa)**
Vidrio E	1100	36	40	10
Carbono	1720	42	160	11
Aramida	1300	39	85	5.5

Por este motivo, es frecuente el uso de apilamientos de bandas unidireccionales variando la orientación en cada una de las capas, o cada cierto número de éstas, obteniendo de este modo unas propiedades intermedias de las extremas anteriormente mencionadas.

Un apilamiento común es el quasisótropo, que consta de cuatro capas unidireccionales, orientadas siguiendo las direcciones 0º/90º/45º/-45º. Por este motivo se pueden adquirir pre-apilamientos quasisótropos

con lo que se reduce las mano de obra sustancialmente. No obstante estos preapilamientos son más costosos que las bandas unidireccionales, motivo por el cual la adquisición de un producto u otro obedece a un estudio previo de costes de mano de obra y materia prima.

4.1.2.2 Los tejidos preimpregnados

Son los preimpregnados más utilizados, con un sistema de fabricación más sencillo, como veremos más adelante. Tienen el inconveniente de que el alto precio de la materia prima, el tejido seco, frente a los rollos de hebras en el caso de las bandas unidireccionales, eleva el precio final del producto. Por otro lado ofrece una mayor facilidad de manejo a la hora de laminar, motivo por el cual, el usuario final habrá de evaluar estos y otros factores a la hora de seleccionar el preimpregnado que va a utilizar.

El proceso de fabricación

Es más sencillo que el anteriormente descrito para las bandas unidireccionales.

La siguiente figura muestra esquemáticamente el proceso de preimpregnación de un tejido.

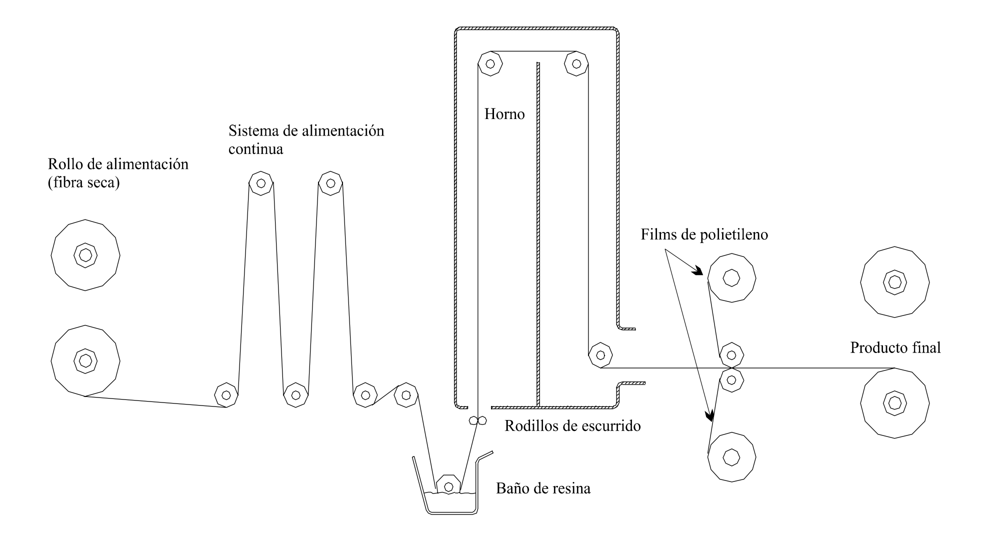


Figura 4.1.2 Proceso de fabricación de un tejido preimpregnado

El tejido seco en forma de rollos, normalmente de 100 metros de longitud, está dispuesto en unos rodillos de alimentación. Este tejido pasa a través de un baño de resina, que tiene un contenido de entre un 20-50% de solventes. El tejido ya impregnado es escurrido mediante dos rodillos que retienen el exceso de resina, antes de recorrer un horno, que debido a su gran tamaño suele disponerse en vertical. A lo largo del recorrido dentro del mismo, la resina, sometida escalonadamente a temperaturas desde unos 180ºC a 230ºC, evapora gran parte de los solventes que contenía, aumentando de este modo su viscosidad, y quedando el material dispuesto para ser cubierto por ambas caras por un papel plástico y finalmente enrollado en los rodillos de salida. [2]

Un sistema de alimentación continua, consistente en unos rodillos que se desplazan verticalmente, evita la discontinuidad del proceso cuando el rollo de alimentación se termina, y permite el cambio del mismo mientras que la máquina es alimentada por los metros que se han almacenado entre dichos rodillos.

La figura siguiente muestra una máquina durante el proceso de preimpregnación.



Figura 4.1.3 Máquina de preimpregnar

4.1.2.3 El preimpregnado de hebras

El proceso de fabricación

Esquemáticamente representado en la figura siguiente, reúne las ventajas de bajo coste con las altas prestaciones de un preimpregnado, de ahí el interés que presenta para los diseñadores.

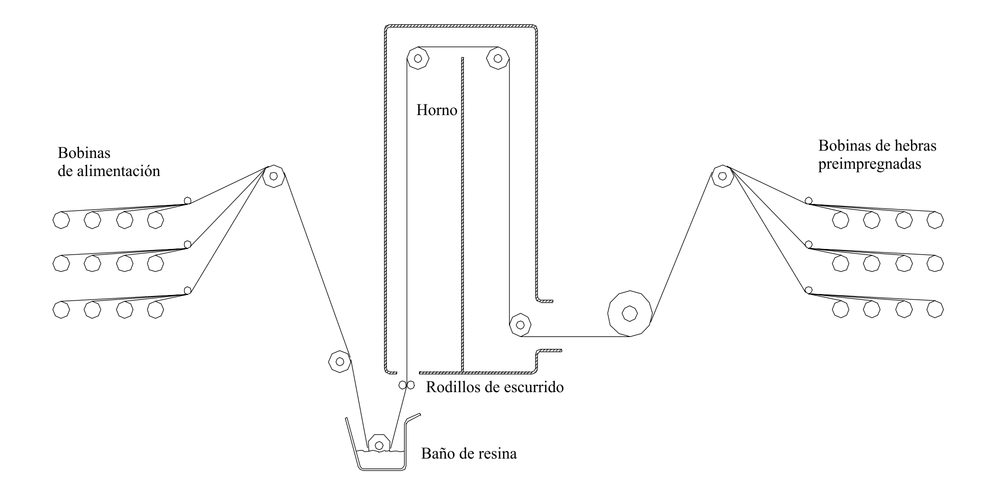


Figura 4.1.4 Proceso de manufactura de un preimpregnado de hebras

Al igual que en la preimpregnación de tejidos, la fibra seca pasa por un baño de resina que contiene entre un 20 y un 50% de solventes, cuyo objetivo es reducir la viscosidad de la misma para facilitar la impregnación. El contenido de resina se controla bien mediante unos rodillos que escurren el exceso de la misma, bien ajustando la proporción resina/solventes, y con ello su “mojabilidad”. La hebras recorren entonces una torre con distintas zonas calentadas donde se consigue una reducción de volátiles, necesaria para evitar que el material impregnado no se adhiera a sí mismo al ser de nuevo enrolladas en los ovillos de salida [3].

Tabla 4.1.4 Parámetros de selección de material

PARAMETRO	Rango de valores
Peso por metro de la hebra (g/m)	0.74-1.48
Contenido en resina (%)	28-45
Ancho de la hebra (mm)	1.6-6.4
Peso del ovillo (Kg)	0.25-4.5

El contenido en resina nos va determinar las propiedades mecánicas, el ancho de la hebra nos indicará la cantidad de metros lineales necesarios para cubrir una superficie determinada, y conocer el tamaño del ovillo resultará fundamental a la hora de trabajar con varios a la vez, en cuyo caso los operarios tratarán de ajustar las longitudes de los mismos para minimizar tiempos de sustitución y empalmes.

Las propiedades mecánicas de estas formas de preimpregnado son análogas a las de las bandas unidireccionales mencionadas anteriormente.

4.1.3 Características físicas de un impregnado

Las características físicas a tener en cuenta a la hora de utilizar un preimpregnado para una aplicación determinada son las siguientes:

Tack: es una medida de la adhesión del preimpregnado al molde o a otras capas previas de un laminado. Ésta es la propiedad física mas característica, debido a que afecta directamente a la facilidad de manejo del material preimpregnado. Viene dado por la viscosidad aparente de la resina, que dependerá de los agentes volátiles que contenga, del estado de curado de la misma, y de las condiciones ambientales como la temperatura y la humedad. Todos estos factores pueden ser alterados para obtener un aumento o disminución del tack.

Un exceso de tack repercute en la manejabilidad del material. Este además puede ser dañado durante su manipulación, alterándose la uniformidad en la distribución de resina, que puede quedarse adherida al film separador al ser este retirado, y la orientación de las fibras. En general, dicho exceso implica la aparición de las desventajas propias de un laminado en húmedo.

Por otro lado un defecto de tack dado por un excesivo curado de la resina, repercute en una mala conformabilidad, un compactado deficiente del laminado, y unas malas propiedades mecánicas tras el curado.

Flow: es una medida de la fluidez de la resina durante el curado bajo presión y a altas temperaturas. Nos indica la capacidad de ésta para unir las distintas capas de un laminado, así como para expulsar componentes volátiles y gases de la reacción.

Gel time: es una medida del tiempo que tarda una resina en alcanzar un estado de alta viscosidad. Se podría entender como el tiempo de vida de un preimpregnado, siendo un parámetro empleado en controles de calidad. Esta vida útil se prolonga almacenando el producto a bajas temperaturas, normalmente cercanas a 20º bajo cero.

Drape: es una medida de la capacidad que tiene un preimpregnado para ajustarse a los contornos de la superficie del molde. Para validar un material se lamina el mismo alrededor de un eje de pequeño diámetro, si las fibras no resultan dañadas, el material es válido para ser utilizado con moldes de geometría compleja. Este parámetro es fundamental a la hora de elegir un tipo de preimpregnado u otro, siendo normalmente las bandas unidireccionales menos conformables que los tejidos. Dentro de los tejidos, el "*satin*" (raso) es el mas fácil de ajustar a las superficies complejas, seguido por el "*crowfoot satin*", y por último los "*basket*" y los tejidos planos.

Los factores mencionados anteriomente afectan de manera directa a la facilidad del proceso de laminado del material preimpregnado, por lo que se presta especial atención a aquellas condiciones ambientales que puedan alterarlos.

Las salas donde se procede a la fabricación de las piezas están acondicionadas, de modo que se minimizan las variaciones de temperatura y humedad. Estas están presurizadas para evitar la entrada de aire del exterior, y con ello de las impurezas que éste pudiera contener.

4.1.4 Las resinas de preimpregnación

4.1.4.1 Introducción

Como se ha mencionado anteriormente, una de las ventajas de un preimpregnado es que la fibra ha sido previamente impregnada, simplificando de gran manera la fabricación del laminado.

Por este motivo una resina destinada a preimpregnar ha de tener una velocidad de reacción baja a temperatura ambiente, para prevenir la pérdida de tack, y la facilidad de conformar superficies complejas, pero dicha reacción ha de ser rápida, cuando se somete el laminado a la temperatura de curado, evitando excesivos periodos de tiempo de uso del horno ó autoclave.

Incluso en las resinas menos reactivas, la reacción no está paralizada a bajas temperaturas, de modo que habrá de tenerse en cuenta que, desde el momento en que los distintos componentes de la resina han sido mezclados para la impregnación, estamos hablando de un sistema dinámico, que avanza en el tiempo a mayor ó menor velocidad, en función de la reactividad de la misma, y de la temperatura. La figura siguiente ilustra este hecho.[4]

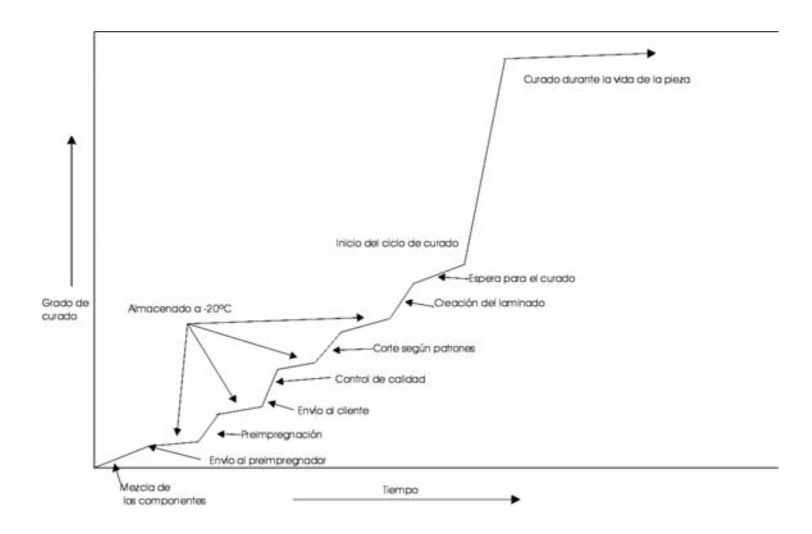


Figura 4.1.5 Ciclo de vida de una resina

El preimpregnado ideal sería aquel con un tiempo de vida lo más largo posible a temperatura ambiente, evitando así la necesidad de almacenarlo a bajas temperaturas, y que, no obstante, su reacción fuera rápida a la temperatura de curado, reduciendo de este modo los periodos de utilización de los sistemas de curado, bien sean hornos ó autoclaves.

4.1.4.2 Resinas, catalizadores y agentes de curado

Las resinas:

Los sistemas epoxídicos son bien conocidos, y se pueden encontrar una gran variedad de resinas epoxi, así como de agentes de curado y catalizadores.[2,5,6]. La tabla siguiente muestra distintas resinas epoxi empleadas para preimpregnados en la industria aeroespacial.

Tabla 4.1.4 Resinas epoxi utilizadas en la industria aeronáutica [4].

Nombre	Fabricante
Araldite MY 0510 (Triglicidil p-aminofenol)	Ciba-Geigy Corp.
Araldite MY 720 (N,N,N´,N´-tetraglicidil- 4´,4´-metilenobisbenzenamina)	Ciba-Geigy Corp.
EPON 826 (Diglicidil éter de bisfenol A)	Shell Chemical Co.
DER 330 (Diglicidil éter de bisfenol A)	Dow Chemical Co.
Epiclon 830 (Diglicidil éter de bisfenol F)	Dinippon
Araldite ECN 1235 (Epoxy novolac)	Ciba.Geigy Corp.

De entre ellas, se pueden encontrar resinas de muy distintas viscosidades y grupos reactivos. También una gran variedad de aditivos, que reducen su viscosidad, así como su fragilidad y comportamiento a impacto.

La resina principal en la industria aeroespacial es la N, N, N´, N´-tetraglicidil-4, 4´-metilenobisbenzenamina. Una vez reaccionada con el agente de curado apropiado, se obtiene una resina con temperaturas de uso de entre 190 y 205ºC.

Agentes de curado:

La resina epoxi reacciona químicamente con otras moléculas, para formar una trama tridimensional.

Dicha reacción cambia el estado líquido de la resina a uno sólido. Los agentes de curado pueden incluir aminas, anhídridos, ácidos y otros.

Tabla 4.1.5 Agentes de curado [4]

Nombre	Fabricante
Endurecedor HT 976 (4,4´-diaminodifenilsulfona)	Ciba-Geigy Corp.
DICY (Diciandinamide)	Pacific Anchor Chemical Co.

Otros agentes de curado son demasiado reactivos con las resinas epoxi a bajas temperaturas, lo que hace inviable su uso para los preimpregnados.

La diciandiamida se descompone a elevadas temperaturas (145-155ºC), produciendo elementos con contenido en nitrógeno, lo que activa la reacción de curado.

El agente 4,4´-diaminodifenilsulfona puede, sólo en parte, disolverse en la resina epoxi, de modo que la insolubilidad contribuye al estado de semicurado necesario en el preimpregnado.

Estos agentes se mezclan con la resina epoxi normalmente en proporción 1:1. Cada hidrógeno de la amina reacciona con un grupo epoxi. No obstante dicha proporción se puede modificar para optimizar las propiedades mecánicas deseadas.

Los catalizadores:

Se utilizan para acelerar la reacción, y así obtener un curado completo en un periodo relativamente corto.

La temperaturas de utilización de un sistema epoxi suelen estar ligeramente por encima de su temperatura de curado.

Así pues, en función de las condiciones de uso de un componente fabricado mediante preimpregnados, se utilizarán las resinas, agentes de curado y catalizadores adecuados, teniendo en cuenta también la impregnabilidad de la fibra, tiempo de tack a temperatura ambiente, almacenaje, etc.

Componentes de baja viscosidad se utilizan para fluidificar el conjunto, favoreciendo la impregnación, así como el flujo de resina durante el curado, agentes flexibilizadores y endurecedores su utilizan para disminuir su fragilidad, etc.

Se obtiene de este modo una gran variedad de resinas epoxi para la impregnación, con una alta gama de propiedades mecánicas, manejabilidad, etc.

4.1.4.3 Los ciclos de curado

Éstos se determinan empíricamente. Un ciclo de curado clásico, como se verá posteriormente consta de varios pasos, rampas de subida de temperatura, periodos de mantenimiento a unas temperaturas determinadas y rampa de bajada. No sólo la temperatura varía a lo largo de un ciclo de curado, sino que también la presión aplicada al laminado. La figura siguiente muestra un ciclo de curado de una resina epoxi.

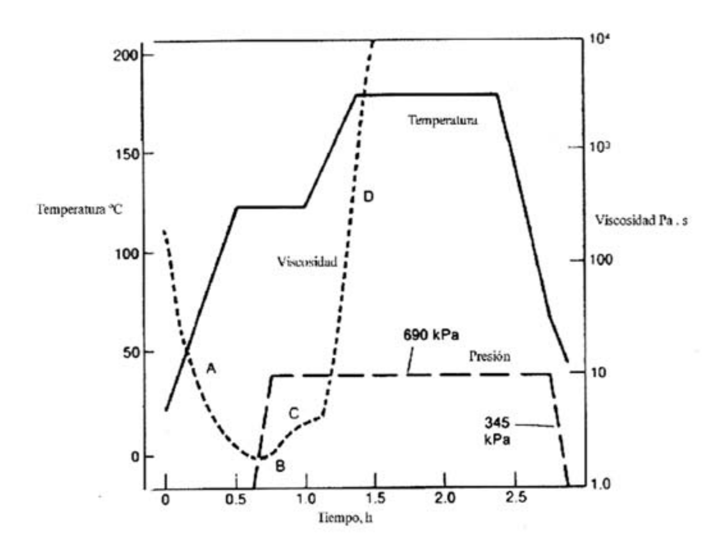


Figura 4.1.6 Variación de los parámetros a lo largo del ciclo de curado.

Con la variación de estos parámetros temperatura/presión, se controla la viscosidad de la resina, y con ella el flujo de la misma dentro del laminado asegurando la compactación entre las distintas capas. Una viscosidad demasiado baja en un periodo con altas presiones puede ocasionar una pérdida de ésta a través del film sangrador, mientras que una viscosidad demasiado alta a baja presión evita la correcta compactación del apilamiento.

La figura siguiente muestra la variación de la viscosidad de una resina epoxi, diferenciando entre un ciclo con un periodo de mantenimiento a 115ºC y otro a 130ºC.

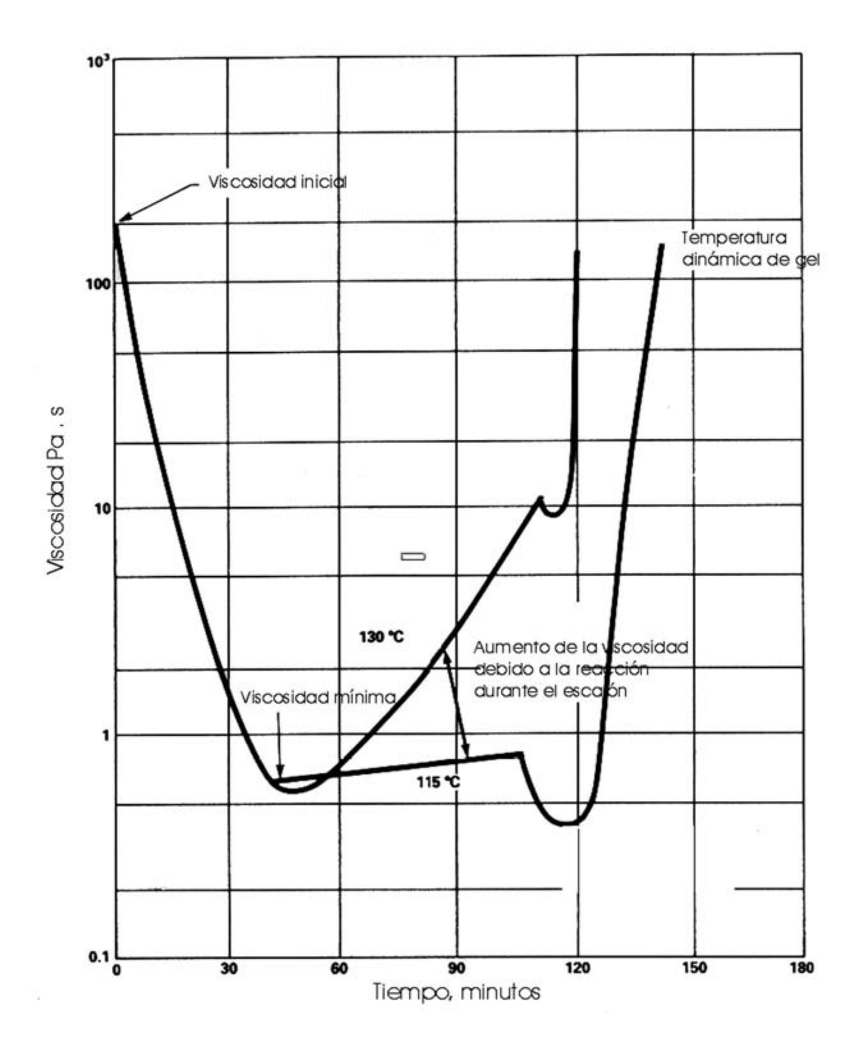


Figura 4.1.7 Comparación de la viscosidad de una resina con dos ciclos de curado distintos.

El ciclo de curado permite la transformación de los grupos reactivos a un ritmo tal que el calor de la reacción exotérmica pueda ser evacuado. Un posterior recalentamiento (postcurado) resulta mucho más seguro, debido a que la proporción de grupos reactivos se ha reducido tras el primer curado.

De este modo se diseñan los ciclos de curado de las resinas en función de su tipo, teniendo en cuenta el tipo de fibra, y el espesor del laminado, con el fin de obtener las propiedades mecánicas óptimas.

4.1.4.4 Formulaciones para altas temperaturas

Existe una gama de resinas epoxi adecuadas para soportar de forma continuada temperaturas entre 200 y 230ºC, con picos puntuales de hasta 290ºC. No obstante, las resinas con base amínica son muy sensibles a la humedad.

Debido a los grupos hidroxílicos generados durante el curado, el agua es absorbida actuando como agente plastificador.

La exposición a la humedad puede reducir la temperatura de uso en hasta 55ºC, además de afectar gravemente a las propiedades mecánicas de la resina, y , por lo tanto, del laminado.

Grandes esfuerzos se han centrado en sintetizar polímeros con buenas propiedades térmicas y baja absorción de agua, pero no se han obtenido resultados significativos a costes razonables.

Dos de las posibles soluciones son las *poliamidas aditivas* y *poliamidas de condensación.*

Las *poliamidas aditivas* se basan en la reacción de las moléculas bismaleinídicas con las aminas aromáticas. Estos sistemas soportan temperaturas de 260ºC. Estas poliamidas son similares a las epoxis que no desprenden volátiles en la reacción de polimerización.

Para obtener las propiedades de resistencia a altas temperaturas han de ser curadas en autoclave a 175ºC, y postcuradas a 315-340ºC. Su problemática radica en su extrema fragilidad.

Las *poliamidas de condensación* soportan temperaturas de 315ºC, y son menos frágiles que las anteriores. Una solución poliamídica PRM (polimerización de monómeros reactantes), consiste en la mezcla de monómeros disueltos en un solvente. Los monómeros permanecen latentes, al igual que las resinas epoxi de preimpregnar, pero reaccionan a altas temperaturas. La presencia de estos solventes, junto con la liberación de volátiles durante el curado, pueden generar huecos en los laminados, de modo que su ciclo de curado resulta crítico.[8]

4.1.4.5 Los preimpregnados fenólicos

Los preimpregnados de fibra de vidrio y fibra de carbono, con resina fenólica se utilizan en aquellas aplicaciones en las que las exigencias térmicas son muy altas (resistencia a altas temperaturas, a la llama, etc.). [9,10]

Se emplean en interiores de aviones, toberas de expulsión de gases en motores a reacción, etc. Actualmente existe una tendencia a ser aplicados en interiores de vehículos terrestres, en concreto en trenes, y en un futuro próximos se extenderá a autobuses y vehículos en general.

Otra aplicación de preimpregnados fenólicos son los cascos militares, de motociclismo, chalecos antibalas, blindajes de vehículos, etc.

En estos casos, el contenido en resina es muy bajo (cercano al 12% en peso), y se suele presentar como una lámina de resina dispuesta sobre un tejido de aramida de alto gramaje, que será apilado sobre el molde y curado mediante prensa en caliente

Las resinas fenólicas tienen un excelente comportamiento frente a altas temperaturas, pero son frágiles y necesitan ser curadas a elevadas presiones. Sólo de este modo se eliminan la gran cantidad de volátiles generados durante la reacción de curado.

4.1.5 El laminado manual de la fibra preimpregnada

El proceso comienza con el marcado y corte de la lámina individual con el perfil deseado, para ser apilada capa a capa sobre el molde.



Figura 4.1.8 Mesa de maracado y corte de preimpregnados

Cada cierto número de capas dispuestas, se procede a compactar el conjunto mediante la técnica de vacío, para eliminar el aire atrapado en el laminado.

La frecuencia de compactación previa al curado depende de la geometría de la pieza, de modo que, por ejemplo, para piezas cilíndricas o superficies curvas, la frecuencia de compactación habrá de ser mayor que para piezas planas ó de geometría sencilla.

Una vez terminado el laminado, se coloca sobre él un film poroso, que permitirá la expulsión de los componentes volátiles que se produzcan durante el curado de la resina, así como el propio exceso de la misma. A continuación se coloca la bolsa de vacío, con los sellados pertinentes, y la pieza esta preparada para el curado. [7]

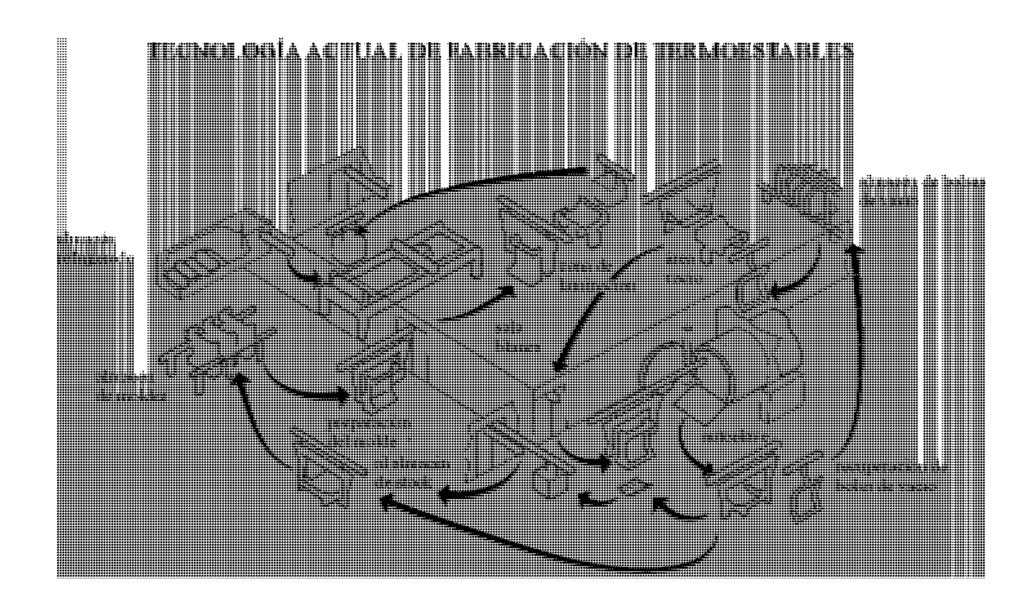


Figura 4.1.9 Diagrama de flujo de materiales del proceso

El ciclo de curado de un preimpregnado viene dado por las propiedades de su matriz, y comúnmente implica someterlo a presión y temperatura simultáneamente. Esto se realiza en un autoclave, o, en su defecto, en un horno, dependiendo de la presión requerida. Una vez terminado el ciclo, la pieza se desprende del molde y pasa por los controles de calidad apropiados.

4.1.5.1 El laminado de tejidos preimpregnados

A pesar de tener peores propiedades mecánicas que las bandas unidireccionales, los tejidos se emplean comúnmente en la fabricación de componentes, especialmente cuando las piezas tienen geometrías complejas. Estas peores prestaciones mecánicas se deben a que, al contrario que en una banda unidireccional, en un tejido las fibras no están alineadas en el plano, sino que siguen un recorrido tridimensional.

En primer lugar, como se ha mencionado anteriormente, en función de la geometría de la pieza a fabricar, resulta aconsejable un estudio del tipo de tejido a emplear.

A menudo es necesario realizar una serie de cortes en aquellas zonas donde aparecen arrugas al laminar, siempre y cuando la pieza no esté sometida a esfuerzos importantes. Es estos casos, dos son las opciones posibles, esquematizadas en las figuras siguientes:

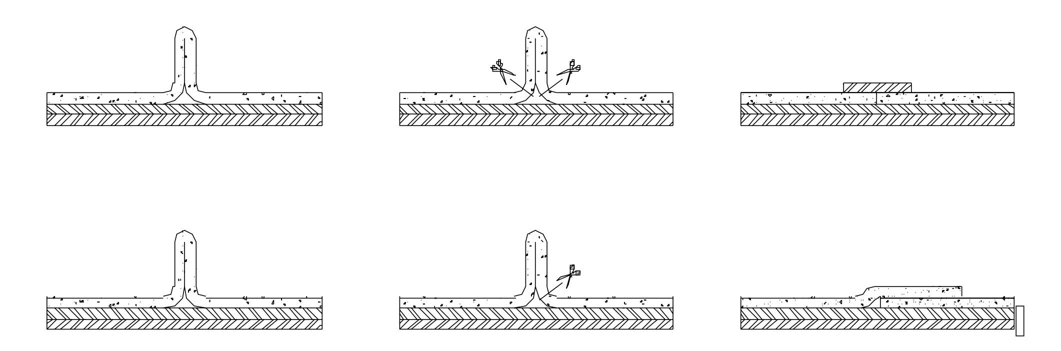


Figura 4.1.10 Diferentes métodos de eliminación de arrugas

En el primero de los casos se han realizado dos cortes a ambos lados del pliegue, de modo que las dos láminas resultantes se ajusten, para posteriormente añadir un retal cubriendo la discontinuidad.

En el segundo sólo se corta la arruga en uno de los lados, solapando las dos partes resultantes con el exceso de material de una de ellas.

No obstante ninguna de estas dos opciones es aconsejable cuando se trata de una pieza con alto cometido estructural, en cuyo caso el preimpregnado habrá de ser cortado con anterioridad bajo unos patrones predeterminados de modo que las uniones no coincidan en dos capas consecutivas. El posicionamiento de los solapes se diseñará de antemano para localizarlo en aquellas zonas de la pieza menos cargadas.

En casos en los que los radios de curvatura del molde son pequeños y cóncavos, es difícil ajustar el laminado al mismo, y se presenta el fenómeno inverso. La solución pasa por realizar un corte en la lámina mal colocada y procurar la continuidad de las sucesivas capas en la zona. Una vez más esta solución resulta válida en aquellas piezas de bajo cometido estructural o en aquellas zonas descargadas.

La figura siguiente muestra la secuencia mencionada.

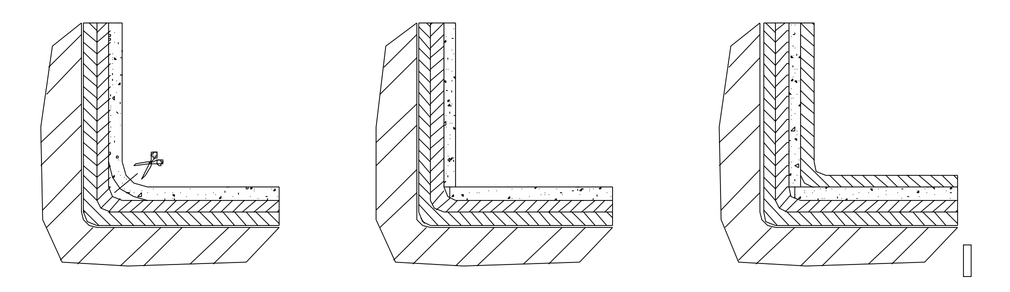


Figura 4.1.11 Ajuste del laminado en zonas de pequeños radios de curvatura

Otro problema que puede surgir al laminar sobre un molde complejo es la distorsión del tejido, con la consiguiente desorientación de las fibras. Para remediarlo se utilizan apilamientos siguiendo los ángulos 0º, ± 60º, o bien 0º, ±45º, 90º. Estos dotan al conjunto unas propiedades cuasisótropas.

Es frecuente la utilización de hebras trazadoras de distinto color incluidas en el tejido, dispuestas cada cierta distancia (7-15 cm), con el objeto de facilitar el seguimiento de la correcta orientación de las fibras. En algunos casos dichas hebras trazadoras, en lugar de ser distinguibles a simple vista, son opacas a los rayos X.

En ocasiones, con el fin de obtener propiedades reproducibles, se cortan los tejidos a medida y se adhieren a unos patrones que están marcados con la posición y la orientación correcta de las fibras respecto del molde. Una vez colocado el preimpregnado en el molde se retiran estos patrones.

4.1.5.2 El laminado con bandas unidireccionales preimpregnadas

En este caso todas las fibras tienen un alto grado de alineamiento dentro de cada lámina. La orientación al colocarlas depende de los requerimientos de diseño, en los que se ha buscado un comportamiento estructural óptimo.

Las técnicas de fabricación dependen de varios factores, como son tamaño de la pieza, curvatura, espesor, complejidad del laminado, tolerancias, uniformidad en las propiedades mecánicas de las piezas terminadas, y control de calidad.

Varias secuencias de laminado son comunes cuando se tratan bandas unidireccionales.

Laminado unidireccional: en el cual la orientación de la fibra es siempre la misma, ...θº/θº/θº/θº/...

Apilamiento en ángulo: en el que los ángulos de orientación se alternan, ...+θº/-θº/+θº/-θº/..., utilizado mayormente en enrollamiento continuo así como la disposición 0º, ±60º.

Apilamiento siguiendo direcciones perpendiculares, ...0º/90º/0º/90º/....

El ya mencionado apilamiento cuasisótropo, 0º, ±45º, 90º, ó 0º/±60º, aunque se emplea también una variación de éste, el 0º, ±θº, 90º.

Apilamiento simétrico, aconsejable cuando los espesores lo permiten, se busca la simetría del apilamiento respecto de un plano medio. En este caso particular, a cada lámina por encima del plano medio le corresponde una lámina idéntica a la misma distancia por debajo de este plano. Este tipo de laminados presentan la ventaja de evitar el acoplamiento tensión plana-flexión

Como se puede observar, la posibilidad de combinación de ángulos de orientación en las distintas capas permite una gran flexibilidad de diseño, flexibilidad inexistente al emplear materiales isótropos, como el acero, aluminio, y otros materiales estructurales.

Por ejemplo, en casos en los que las tensiones en la pieza tienen una dirección claramente dominante, se trata de optimizar el laminado cuasisótropo, bien reduciendo la proporción de láminas a ±45º, bien orientando alguna de ellas con un ángulo más próximo al 0º, que coincide con la ya mencionada dirección de tensiones predominante. La siguiente figura muestra un posible laminado apropiado para una tensión dominante en la dirección 0º.

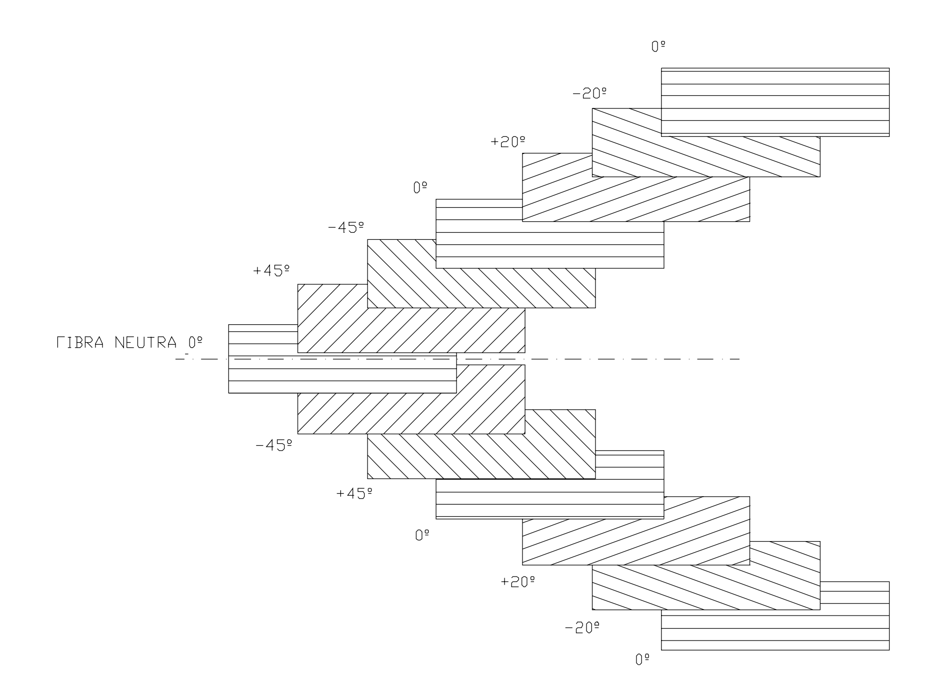


Figura 4.1.12 Configuración de un laminado para tensión dominante a 0º

Las bandas unidireccionales son cortadas, bien por el operario, bien por una cortadora automática, a la longitud deseada, y las coloca sobre el molde con la orientación deseada. A pesar de emplearse un material no excesivamente caro, en comparación con el tejido preimpregnado, y de requerir una inversión en maquinaria mínima, la colocación manual implica una gran cantidad de retales desechados (hasta un 50% en piezas complejas), tiempo de fabricación, y dispersión en los resultados en función del operario.

Por este motivo se emplean una serie de herramientas de ayuda para facilitar la operación de laminado, y para mejorar la eficiencia en el uso de los moldes.

4.1.6 Preparación del laminado para el curado

Una vez finalizada la secuencia de apilamiento del laminado, se prepara éste para el proceso de curado. Para ello se dispone sobre éste una serie de elementos, cada uno de ellos con una misión específica. Estos se pueden ver en la figura siguiente, que representa una disposición relativamnete sencilla.

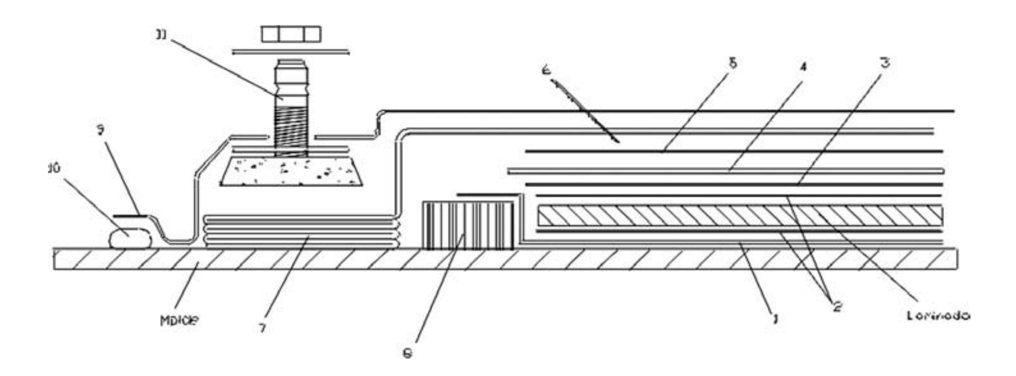


Figura 4.1.13 Disposición de la bolsa de vacío para el curado

- 1 *Film antiadherente no perforado*: se utiliza como desmoldeante, para evitar que la pieza quede adherida al molde.

- 2 *Peel ply*: suele ser un tejido de nylon, poliéster o fibra de vidrio, previamente tratado con agentes antiadherentes. Caso de ser utilizados, se colocan sobre el laminado, para ser posteriormente retirados antes de pintar o dar el acabado superficial que requiere la pieza, garantizando una superficie sin impurezas.

- 3 *Film de sangrado perforado*: se coloca sobre el laminado y permite la eliminación de la resina sobrante a través de sus perforaciones. Además proporciona al laminado una buen acabado superficial. Tras el curado debe ser fácilmente desprendido del mismo. El tamaño y densidad de las perforaciones determinará la cantidad de resina que será evacuada del apilamiento.

- 4 *Manta de sangrado*: su misión es la de absorber la resina sobrante del laminado. La cantidad dispuesta vendrá dada por la proporción fibra/matriz deseada, su capacidad de absorción, y la cantidad de resina inicial del preimpregnado. Amenudo es necesaria la colocación de manta adicional en esquinas ó aristas, para evitar la posible rotura de la bolsa de vacío.

- 5 *Barrera*: compuesta por un material antiadherente, se coloca entre la manta de sangrado y la de aireación. En el caso de resinas epoxi, ésta suele ser no perforada, de modo que se controla la cantidad de resina filtrada. No obstante, con resinas con un alto contenido en volátiles, la barrera suele tener pequeñas perforaciones para permitir el paso de éstos, pero muy separadas entre sí para evitar que la manta de aireación se impregne de resina y no pueda cumplir su cometido.

- 6 *Termopares*: colocados entre el film de barrera y la manta de aireación, en los extremos del laminado. Informan de la temperatura de la pieza durante el curado, dato necesario para controlar el calentamiento del interior de la cámara del autoclave.

- 7 *Manta de aireación*: permite la aplicación uniforme de la presión de vacío sobre toda la geometría de la pieza, así como la eliminación del aire atrapado durante el laminado de ésta.

-8 ***Retén:*** compuesto por goma, neopreno, silicona, etc. Se coloca a veces en la periferia de la pieza, para minimizar el sangrado por sus aristas. Puede formar parte del molde o ser colocado a posteriori. Su altura habrá de ser aproximadamente la misma que la del laminado, incluyendo el film antiadherente y la manta de sangrado, para evitar deformaciones en los extremos de la pieza, debidos a la acción de la bolsa de vacío.

-9 *La bolsa de vacío:* consiste en una membrana delgada plástica, no reutilizable, que se coloca cubriendo todos los elementos anteriores. Permite la aplicación del vacío y la efectividad de la presión a la que se someterá al laminado. Se prepara de un tamaño superior al de la pieza para permitir su perfecta adaptación a la misma en aquellas zonas de geometría no plana, y con ello garantizar que la presión es uniforme, y evitando su posible rotura que conllevaría la pérdida de la pieza. El exceso de bolsa en el perímetro se solventa con la colocación de unas "pinzas" (pliegues de la misma), en los lugares apropiados.

-10 La bolsa es adherida al molde mediante un *sellante* (10), empleado también para las pinzas mencionadas. Como se desprende de lo anterior, la colocación correcta de la bolsa de vacío es extremadamente crítica, operación que debe ser realizada por operarios expertos.

-11 *La válvula de vacío*: conecta el interior de la bolsa con la línea de vacío. Una colocación incorrecta sobre el laminado hace que la válvula se marque en el mismo, y con ello obtener una pieza inservible. Normalmente se suele colocar una toma de vacío por lo menos cada metro cuadrado aproximadamente.

Una vez colocados todos estos componentes se aplica el vacío a la pieza, a temperatura ambiente. El grado de vacío aplicado ha de ser menor en caso de que la pieza tenga elementos sensibles a la presión, como pudieran ser núcleos ligeros.

La línea de vacío se desconecta entonces de la válvulas y se comprueban las posibles fugas con manómetros que se conectan a las mismas.

Caso de que existieran pérdidas, el sellado de la bolsa será minuciosamente comprobado y reparado si fuera posible, en caso contrario se procederá a la sustitución de la bolsa.

Una vez solucionado el problema se aplicará vacío nuevamente, en espera de que el laminado entre en el autoclave.

4.1.7 El Autoclave

4.1.7.1 Introducción

Representado en la figura siguiente, dos son las funciones principales de un autoclave en el proceso de fabricación de una pieza mediante preimpregnados. Estas son las aplicación simultanea de presión y calor.

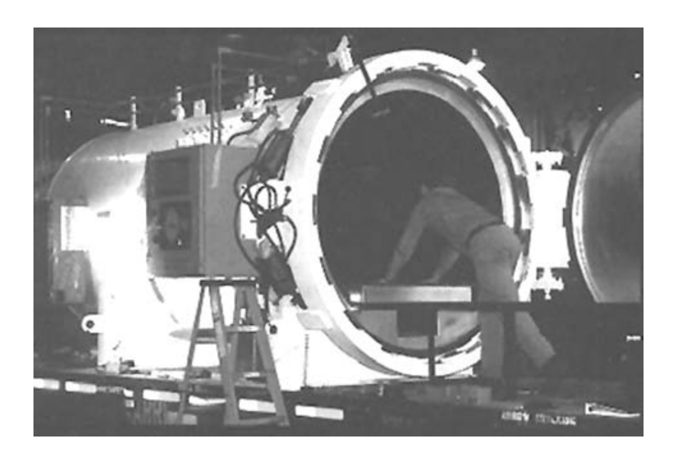


Figura 4.1.14 Autoclave

A pesar de que el diseño del mismo depende de la aplicación que se le va a dar, básicamente todos ellos cumplen el mismo cometido, y comparten sus componentes principales.

Los elementos principales de un autoclave son:

- Una cámara presurizada
- Dispositivos de calentamiento
- Sistema de presurización del gas
- Sistema de aplicación de vacío
- Sistema de control de los parámetros del curado
- Soporte de los moldes para su introducción en la cámara

4.1.7.2 La cámara presurizada

Normalmente está fabricada en acero al carbono, material indicado para cámaras de presión. Con hasta 150mm de espesor, éste es enrollado entorno de una superficie cilíndrica y soldado.

La parte más crítica es el cierre, que consta de tres anillos, uno de ellos fijado a la estructura de la cámara, otro soldado a la puerta y un tercero que puede rotar. Una vez cerrada la compuerta, el anillo central gira, bloqueando la misma a la estructura mediante pestañas. Con el fin de evitar el contacto metal-metal, se utiliza sellante de silicona ó goma de fluorocarbono.

El diseño, proceso de fabricación y los materiales empleados habrán de seguir la normativa al respecto, para posteriormente ser sometida la estructura a ensayos hidrostáticos, e inspeccionada periódicamente.

Una vez finalizada, se prepara para la instalación de la estructura interna, aislamiento térmico, canalizaciones y soportes de todos los componentes que se montarán en el autoclave.

4.1.7.3 Los dispositivos de calentamiento

Existen distintos sistemas, pero el más utilizado en grandes autoclaves es la combustión de gas. Los productos de dicha combustión pasan a través de una bobina. Este método es más económico que un sistema de calentamiento eléctrico, y permite temperaturas de hasta 540ºC.

No obstante, autoclaves de pequeño tamaño (hasta 2 metros de diámetro) son calentados mediante resistencias eléctricas, a través de los cuales pasa el flujo de gas.

Para obtener una uniformidad en dicho flujo, y con ello una uniformidad en el calentamiento de los laminados, se instala un ventilador en uno de los extremos de la cámara. La circulación del gas habrá de estar de entre uno y tres metros por segundo, evitándose velocidades mayores que pudieran causar el desprendimiento de las bolsas de vacío mal unidas al útil.

4.1.7.4 Sistema de presurización

Tres tipos de gases se pueden emplear para la presurización de la cámara. Estos son aire, nitrógeno, y dióxido de carbono.

El aire es el más utilizado cuando las temperaturas son relativamente bajas, pero resulta peligroso por encima de 150ºC, debido a que pueden promover la combustión.

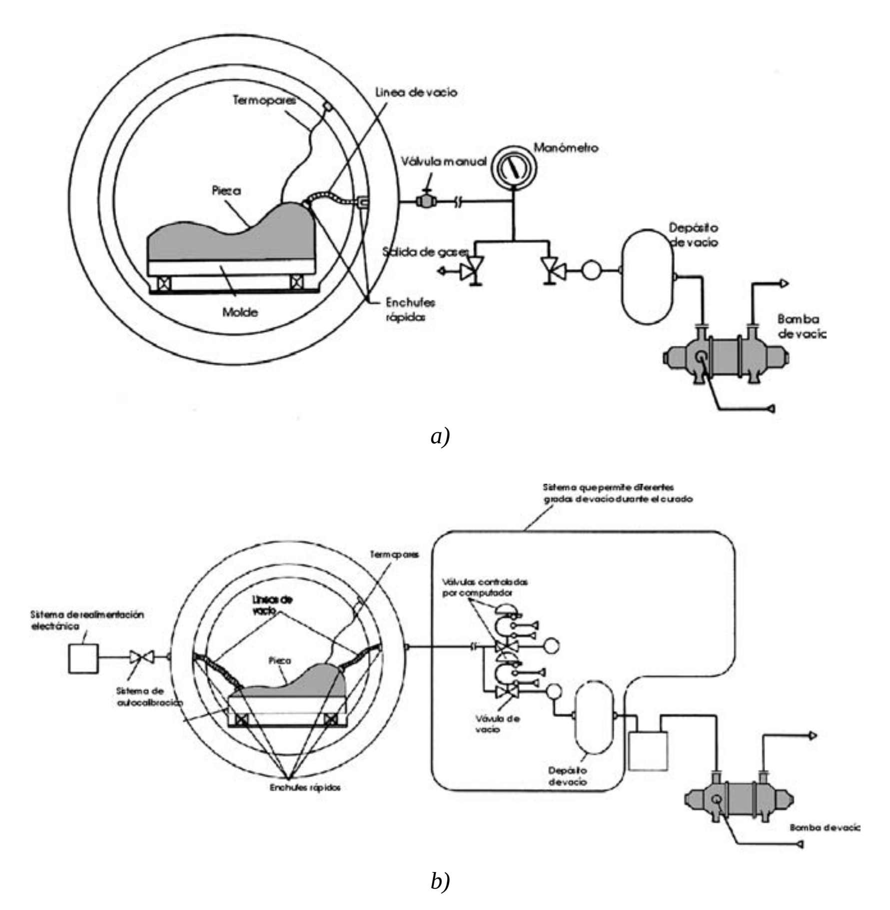
El nitrógeno, por otro lado, inhibe la combustión y se difunde bien en el aire, cuando se abre la cámara. No obstante, es necesario almacenarlo criogénicamente, y el coste cuando varios autoclaves trabajan en una planta puede ser excesivo.

El dióxido de carbono se almacena en estado líquido refrigerado. Sus principales desventajas son su elevada densidad, el peligro para el personal, y su fluidez.

4.1.7.5 Sistemas de vacío

La aplicación del vacío sobre el laminado es una parte fundamental en el proceso de fabricación de una pieza. Mediante la bolsa de vacío se hace una primera compactación del laminado, y se eliminan los componentes volátiles de la resina. Dicha bolsa permite la aplicación de presión sobre el mismo, sin que esté expuesto a la atmósfera del autoclave. Conforme los sistemas de producción van mejorando, también se hace más complejo el sistema de vacío de un autoclave.

Lo que en un principio consistía en una válvula, un manómetro, un depósito de vacío y una bomba (figura 4.1.15 a), sólo resulta apropiado hoy para laminados simples, ya que los nuevos sistemas de resinas y los estrictos controles de calidad exigen un control exhaustivo del sistema de vacío. (figura 4.1.15 b).



4.1.15 Evolución de los sistemas de vacío de un autoclave

Completamente computerizados, la presión sobre la pieza, al igual que la temperatura, están monitorizados a lo largo de todo el proceso de curado.

Las tomas de vacío habrán de ser colocadas aproximadamente de modo que suponga un caudal de 0.00045 m^3/segundo cada 0.23 m^2 de superficie de pieza.

4.1.7.6 Los sistemas de control

Estos han evolucionado paralelamente con la tecnología de computadores. De hecho los autoclaves controlados por microprocesadores dieron paso a un control computerizado del proceso. Con el fin de optimizar la reproductividad de los ciclos de curado, éste está controlado por termopares, transductores y sensores ultrasónicos, cuyas señales quedan registradas. La historia de la pieza durante el proceso del curado queda así grabada, para un posterior control de calidad.

4.1.7.7 El mecanismo de soporte y carga de los moldes en el autoclave

Estos bastidores, que pudieran parecer elementos simples, son sin duda un reto de diseño. Como veremos a continuación, éste tendrá que tener en cuenta una serie de factores:

- Distribución de los moldes en horizontal y vertical, para el aprovechamiento máximo del volumen cilíndrico de la cámara del autoclave.

- Previsión de posibles reparaciones de pérdidas de vacío en las bolsas, una vez introducidos los moldes.

- Las líneas de vacío y los sensores de vacío han de estar conectados a la pieza durante su introducción en la cámara, ya que el vacío habrá de estar aplicado a lo largo de este proceso

- Los bastidores deberán ser fácilmente transportables al interior del autoclave.

Normalmente, una mejora del diseño en uno de estos parámetros va en detrimento del resto, por lo que a menudo se dispone de distintos bastidores en función del tamaño y geometría de los componentes a fabricar.[4]

4.1.8 Control y modelado del proceso

El proceso de autoclave se controla mediante la manipulación de variables como la temperatura, presión y el vacío. Las cuatro condiciones que deben ser conseguidas son:

1. La ventana de proceso de consolidación debe ser adecuada y permitir una correcta consolidación de todos los laminados en el proceso.

2. Control de la porosidad.

3. La resina debe ser curada completamente en todas las partes de las láminas y la exotermia no controlada debe ser eliminada.

4. El tiempo total del proceso debe ser minimizado.

Idealmente, la temperatura, velocidad de resina, grado de consolidación y curado y nivel de porosidad deben ser seguidos para cada moldeado en autoclave. En el caso de grandes estructuras con secciones de diferentes espesores, estos parámetros deben ser seguidos con especial interés en zonas críticas y representativas. En la práctica la temperatura puede ser medida fácilmente y de forma directa, la viscosidad y grado de curado indirectamente, pero no hay ninguna técnica efectiva para la estimación de la consolidación o la porosidad.

La temperatura se puede seguir con la colocación permanente de termopares en varias posiciones dentro del autoclave. La lectura de estas temperaturas se pueden llevar hasta un ordenador donde se almacena la historia de temperatura de cada zona. La viscosidad de la resina y el grado de curado se siguen indirectamente midiendo las constantes dieléctricas de la resina mediante sensores que miden tanto la temperatura como estas constantes. Los sensores de presión pueden ser embebidos en el laminado para seguir la presión local hidrostática aunque sólo el campo de la investigación justifica su alto precio.

En la figura siguiente se muestran esquemas alternativos de control, pasivo e interactivo. En el modelo de control simple (a) las variables de la autoclave, temperatura, presión y vacío son manualmente controladas de acuerdo a un predeterminado perfil. Los valores actuales se monitorizan y graban. En el sistema interactivo (b) el autoclave es controlado mediante un sistema experto de acuerdo con la información recibida de los sensores en el laminado.

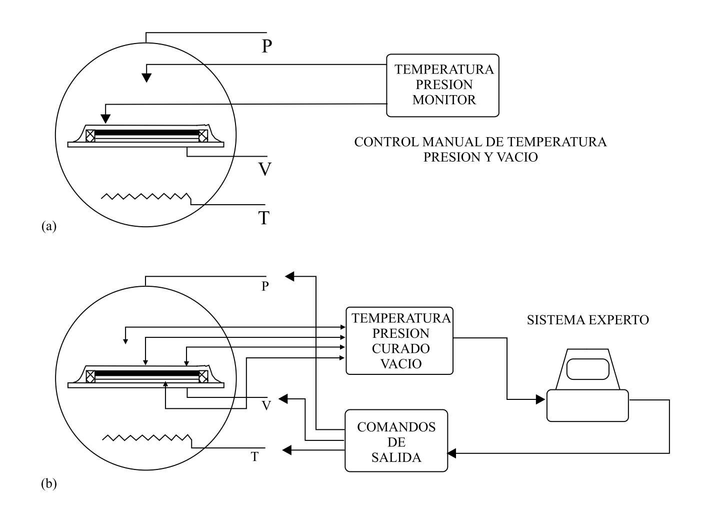


Figura 4.1.16 Esquemas de control a) pasivo y b) interactivo del proceso

Dentro de los distintos modelados del proceso de autoclave, el principal modelo a tener en cuenta en todos ellos es el modelo térmico, el cual usa los principios de la transferencia de calor para predecir la temperatura en cualquier instante de tiempo y en todas las partes del laminado. Esta parte del modelo es fácilmente verificable mediante observaciones experimentales que permiten una transferencia de calor realista y la determinación de las constantes de calor específicas. Las medidas de tipo termomecánico se utilizan para modelizar el grado de curado y la viscosidad de la resina bajo cualquier historial térmico arbitrario. El modelo de viscosidad y el de curado se pueden utilizar como entrada en el modelo de consolidación. La combinación de todos estos modelos suministra la predicción de la efectividad del perfil de proceso propuesto.

El futuro de esta simulación es el sistema completo de control interactivo *on-line* en el que sólo serán necesarios como datos de entrada la geometría del laminado y los datos de la fibra y la resina siendo controlado todo el proceso de autoclave mediante computador.

Referencias

1. "*Carbon and Graphite Fibers, Manufacture and Applications*", Noyes Data Corporation, 1980.

2. «*Handbook of Composites*». Editado por George Lubin, 1982.

3. B.D. Agarwol and L.J. Broutman, *“Analysis and Performance of Fiber Composites”*, John Willey & Sons, 1980.

4. *«Engineered Materials Handbook, Volume 1. Composites»*. ASM International, 1987.

5. H. Lee, K. Neville, *“Handbook of Epoxy Resins”,* Mc Graw-Hill, 1967.

6. P. F. Bruins, *“Epoxy Resin Technology”*, Willey-Interscience, 1968

7. *«Composite Materials in Aircraft Structures»*. Edited by D. H. Middleton. Longman, 1990.

8. *Product data Bulletin*, U.S. Polymeric Hitco Material Division

9. A. Knop and L.A. Pilato, *“Phenolic Resins”*, Springer-Verlag, 1985

10. K.L. Forsdyke, G. Lawrence, R.M. Mayer, T. Patter, *“The Use of Phenolic Resins for Load Bearing Structures”*, in Engineering With Composites, Society for the Advantagement of Material and Process Engineering, 1983

11. Mallick, P.K. *«Composites Engineering Handbook»*. University of Michigan-Dearborn, 1997.

12. Miravete, A. *«Documentación de las I Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 20-22 Enero, 1988.

13. Miravete, A. *«Documentación de las II Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 23-25 Mayo, 1990.

14. Miravete, A. *«Documentación de las III Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 30 Marzo-3 Abril, 1992.

15. Miravete, A. *«Documentación de las IV Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 11-14 Abril, 1994.

16. Miravete, A. *«Documentación de las V Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 26-29 Junio, 1995.

17. Miravete, A. *«Documentación de las VI Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Madrid 15-17 Abril, 1996.

18. Miravete, A. *«Documentación de las VII Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 24 Junio, 1996.

19. Miravete, A. *«Documentación de las VIII Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 15-16 Febrero, 1999.

20. Miravete, A. *«Documentación de las IX Jornadas de Materiales Compuestos»*. Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 12-13 Junio, 2000.

21. «*Engineered Materials Handbook, Volume 2. Engineering Plastics*». ASM International, 1988.

22. Antequera, P., Jiménez, L., Miravete, A. «*Los materiales compuestos de fibra de vidrio*». Edita Secretariado de publicaciones de la Universidad de Zaragoza, 1991.

23. Miravete, A. «*Los nuevos materiales en la construcción*». Edita A. Miravete, 1994.

24. Gay, D. «*Matériaux composites*». Éditions Hermes, 199.

25. «*Aerospace Structures*». Edited by J. Loughlan. Elsevier Applied Science, 1990.

26. Hull, D. «*Materiales compuestos*». Ed. Reverté, 1987.

27. Mallick, P.K. «*Fiber-Reinforced Composites*». Marcel Dekker, Inc, 1993.

28. Hollaway, L. «*Polymer composites for civil and structural engineering*». Blackie Academic & Professional, 1993.

29. Mallick, P.K. «*Composite Materials Technology*». New York: Oxford University Press, 1990.

30. «*Composite Materials in Aircraft Structures*». Edited by D. H. Middleton. Longman, 1990.

31. «*Proceedings of ICCM9, Books I-VI*». Edited by A. Miravete. Madrid, 1993.

4.2 COLOCACIÓN AUTOMÁTICA DE CINTAS Y FIBRAS

4.2.1 Introducción

La automatización del proceso de colocación y compactación automática de los patrones sobre el molde ha conllevado un importante esfuerzo en el desarrollo de máquinas que lleven a cabo este proceso, ya desde los años setenta.

Las ventajas técnicas que proporciona, como reducción de tiempos y retales sobrantes, así como la uniformidad de presiones en dicha colocación y compactación, sobre todo en piezas de grandes dimensiones, hizo que dicho esfuerzo se orientara principalmente a la industria aeronáutica, extendiéndose posteriormente a otras aplicaciones.

Dichos mecanismos de posicionamiento y compactación automática han de superar una serie de dificultades relacionadas tanto con las características del material que han de manejar, como con las distintas geometrías de moldes y patrones.

Así pues deberán ser tenidos en cuenta factores como la geometría de las preformas, la adherencia del material, el retirado de la película protectora, la exactitud del posicionamiento, y la compactación de las capas para eliminar las posibles burbujas de aire que puedan quedar atrapadas entre el preimpregnado y el molde, o entre las distintas capas.

Uno de los primeros problemas que se plantean es el de la manipulación de los preimpregnados. Los distintos sistemas de agarre del material evitarán a toda costa producir cualquier tipo de daño ni de deformación en el mismo, bien sea en la recogida o en la suelta. Dos sistemas cumplen estos requisitos, los dispositivos de agarre por adherencia, y por vacío. Este último está mas extendido, ya que el agarre por adherencia puede contaminar el preimpregnado.

Una vez que la preforma esta colocada sobre la posición deseada se procede a bajarlo sobre el útil, compactándolo contra el mismo y eliminando mediante presión el aire atrapado entre las capas del apilamiento. El correcto emplazamiento es controlado por sistemas como sensores ópticos, células fotoeléctricas, etc. Comúnmente, cada cierto número de capas apiladas se suelen emplear sistemas para compactar, bien sea mediante vacío, presión positiva con bolsas de caucho o un material elástico, rodillos, etc.

Después de las numerosas investigaciones y prototipos desarrollados en los últimos quince o veinte años orientados a este tipo de máquinas, se ha llegado a la conclusión de que los procesos anteriormente mencionados presentan un gran interés en aquellas piezas donde la geometría es compleja y donde la precisión es un elemento esencial en la concepción de la pieza.

En nuestros días, existen procesos en los que la calidad final del producto exige la incorporación de un automatismo, como en el caso de las industrias aeronáutica, aerogeneradores, etc., para los cuales se emplean máquinas de diversos tipos.

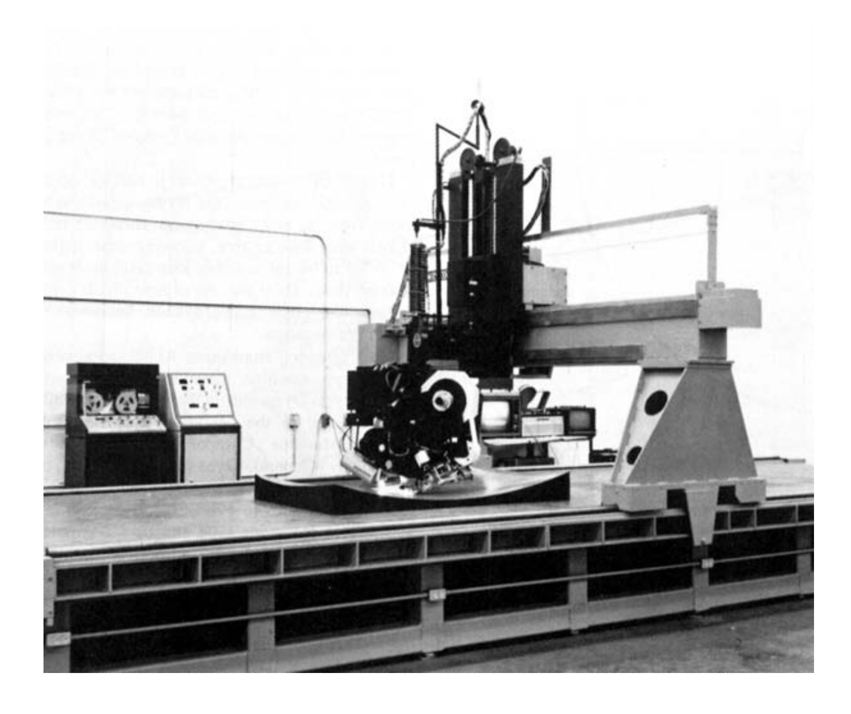


Figura 4.2.1 Máquina de encintado automático

4.2.2 Colocación de cintas planas

Originariamente las cintas del material compuesto fueron colocadas a mano, capa sobre capa, para formar láminas. Este proceso requería una fuerte labor manual y causaba algunos problemas en la calidad del laminado curado. Las primeras máquinas conocidas como Flinstone, tenían una bobina suministradora de cinta y un rodillo de colocación de cinta, montados usualmente sobre un pórtico, sobre el que se desplazaban cada vez que una nueva cinta paralela era colocada. Más tarde aparecieron máquinas que controlaban numéricamente la colocación de todas las capas colocando al final toda el laminado en el molde.

En la actualidad existen máquinas de encintado fabricadas por diversas empresas. La empresa española Torres es líder mundial en este tipo de máquinas en 2 y 3 D y suministra a las empresas aeronáuticas más importantes de Europa y Estados Unidos. Cincinnati Milacron ha desarrollado máquinas de siete y diez ejes controlados por computador que pueden colocar cintas de diversas anchuras (9,18,46 cm) a velocidades de 30 m/min. Otras empresas han desarrollado nuevos conceptos como el sistema de colocación de cintas en dos etapas de Goldsworthy Engineering, las máquinas de Ingersoll Milling Machine Company o las de Vektronics con mesa giratoria. La factoría de CASA en Illescas (Toledo) es una de las más avanzadas en esta tecnología.

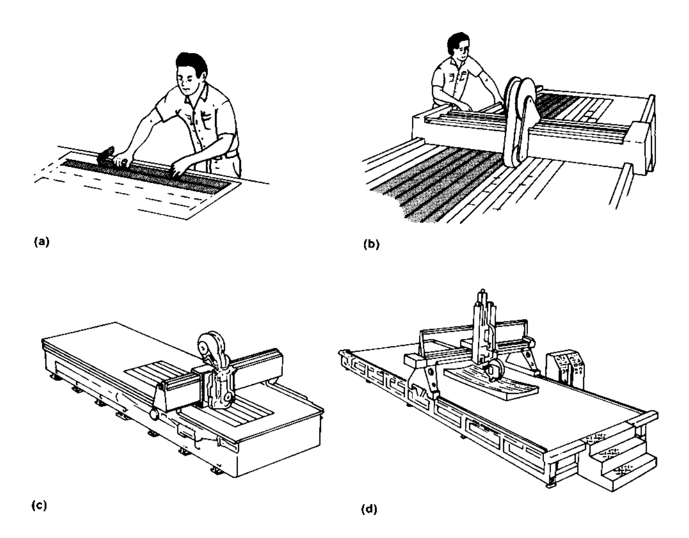


Figura 4.2.2 Métodos de colocación de cintas planas. a) Colocación manual; b) Flinstone; c) Máquina con control numérico; d) Máquina con control numérico con colocación sobre el molde

La principal ventaja de la colocación automática es que ahorra trabajo en más de un 86 % con una máxima utilización del material empleado. Además el rodillo de colocación de la máquina aplica una apropiada y uniforme presión que compacta el composite reduciendo notablemente el aire atrapado entre capas que causa porosidad en la etapa de curado. Por último las máquinas de encintado siempre reproducen los movimientos en todas sus piezas con lo que el acabado final de éstas es siempre mejor que en las fabricadas por colocación a mano [1].

Uno de los principales parámetros de operación en la colocación automática de cintas unidireccionales es la relación existente entre la forma de la capa y la orientación y velocidad de colocación de la cinta. La orientación más usual es de 0º, -45º, +45º o 90º. El número de cintas a ser cortadas y colocadas, su

orientación y su longitud determinan el tiempo total requerido que puede ser diez veces menor que el neceario en la colocación a mano. La aceleración y deceleración de la máquina al principio y final de cada cinta es un parámetro importante en las máquinas que necesitan reducir la velocidad a la hora de cortar la cinta. Existen otras máquinas que pueden cortar la cinta a plena velocidad. Otro parámetro importante es el movimiento de cuatro tiempos que realiza la máquina al colocar una nueva cinta. En algunas máquinas se ha colocado un cabezal para cada dirección reduciendo así el tiempo empleado.

En la figura 4.2.3 se aprecia como varía el tiempo y número de cintas para una misma pieza según sea la orientación de éstas.

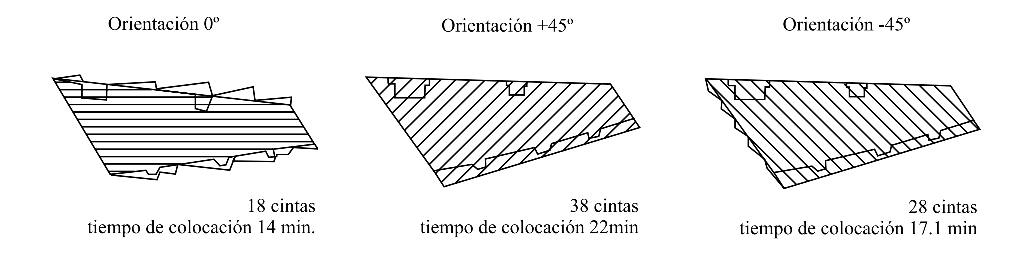


Figura 4.2.3 Tiempo de colocación de tres diferentes orientaciones

4.2.3 Colocación de cintas en tres dimensiones

El desarrollo del concepto de colocación LP (Linear Programming) que obtiene el mejor recorrido para colocar una cinta en un molde curvado complicó el programa de automatización y el diseño de equipos en las máquinas de colocación automática pero permitió la fabricación de complejas capas curvadas que se necesitaban en la industria aeronáutica.



Figura 4.2.4 Máquina de colocación automática trabajando en un molde curvado

La máquina dispone de un carrete de suministro de cinta de prepreg de grafito que puede contener hasta 370 m (9 o 18 cm de anchura). La cinta pasa a través de un detector que escanea las posibles partículas o defectos que no puedan ser vistos tras ser colocados. Un sensor fotoeléctrico detecta los ejes de la cinta y ajusta el carrete centrándolo con el rodillo de colocación. La cinta pasa después a través de unas tijeras que cortan en cualquier ángulo ajustando la forma de la cinta a la requerida. La máquina es capaz de corregir pequeños errores de orientación de las cintas consiguiendo ajustadas tolerancias en las superficies curvadas. Unos rodillos son utilizados para asentar el prepreg en el molde. La máquina en plena operación tiene 11 ejes bajo control numérico.

Estas máquinas no obstante no tienen todavía capacidad para fabricar fuselajes o componentes que tengan altas curvaturas directamente en el molde.

4.2.4 Colocación de fibras

La colocación de fibras controlada por computador es un proceso que acorta los tiempos de fabricación para grandes piezas con contornos complejos. Este proceso denominado *fiber placement* permite automatizar la fabricación de piezas que hasta ahora no podían ser fabricadas mediante la colocación automática de cintas o enrrollamiento filamentario, de forma completa, teniendo que recurrir a la colocación a mano.

Aunque las máquinas de colocación de cintas son más eficientes, la colocación de fibras puede acomodar mucho mejor simples paneles con curvaturas superiores a 30º y complejos contornos. Por otro lado en algunas aplicaciones propias del proceso de enrrollamiento filamentario puede suministrar una mejor capacidad de guiado de la fibra.

El primer sistema de colocación de fibra es el FPS (Viper Fiber Placement System) de la empresa Cincinnati Milacron. Un sistema de programación denominado Acraplane produce programas, a partir de los datos de CAD, que controlan los siete ejes de movimiento servo-controlado de la máquina. Un módulo de simulación permite al programador observar todo el proceso. Este programa tiene inteface con programas como CATIA y está desarrollándolos con SDRC’S IDEAS e IGES.

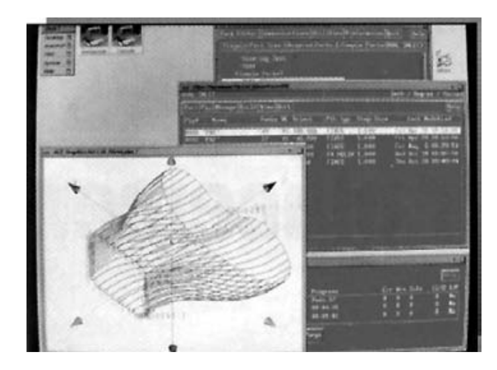



Figura 4.2.5 Programación de «placement fiber» (izda) y vista de la máquina de laminar (dcha)

El cabezal de colocación de fibra, una vez colocado en posición siguiendo las instrucciones del programa, realiza seis funciones esenciales de este proceso. El prepreg con control de tensión pasa a través de un colimador de banda y posteriormente a través de unos rodillos de guiado. Un mecanismo de cortado y unión

sigue las instrucciones del programa. El cabezal arranca de nuevo y un rodillo se encarga de compactar y laminar con la acción de calor controlado eliminando el aire atrapado.

Los beneficios de la colocación de fibra en definitiva son la reducción de costes, reducción de ciclos de tiempo y la obtención de piezas de calidad.

Las principales aplicaciones de la colocación de fibra son palas de ventilador, secciones de fuselaje de avión, etc. Este tipo de máquinas también pueden ser utilizadas para la fabricación de piezas con núcleo como sandwiches. La máquina coloca la piel interna del sandwich en el mandril, el núcleo se coloca a mano y la máquina coloca entonces la piel exterior. Este tipo de fabricación puede ser realizado utilizando dos mandriles pudiendo colocar pieles en uno mientras se realiza la colocación manual del núcleo en el otro.

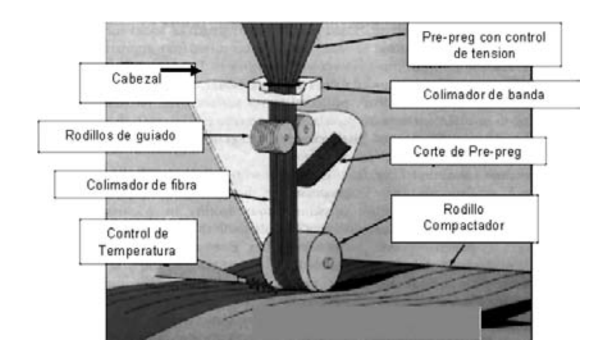


Figura 4.2.6 Funcionamiento del cabezal de colocación de fibra

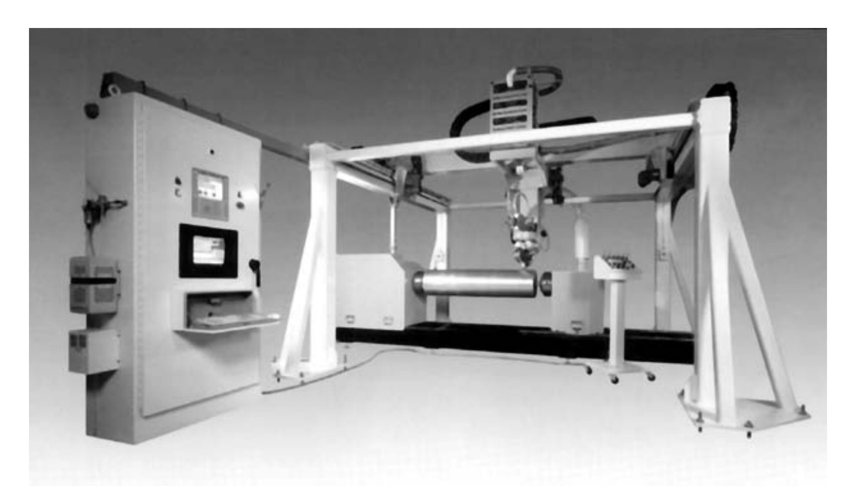


Figura 4.2.7 Máquina de colocación de fibra. Cortesía de Automated Dynamics (ADC)

4.2.5 Sistema automático integrado de fabricación

A finales de los setenta fue necesario el desarrollo de equipos mecanizados que fabricaran estructuras complejas, de gran rigidez y altamente curvadas, necesarias para la industria aeronáutica. De esta forma se adaptaron las capacidades de los centros de laminación integrada (I.L.C. Itegrated Laminating Center) para la fabricación de láminas curvadas desarrollando e integrando tres módulos (*ply handler*, *broad goods dispenser*, and *translaminar stitcher*).

El módulo *ply handler* coloca y lamina anchas capas en herramientas curvadas a razón de 1300 cm^2/s. Este módulo conecta con la estación I.L.C. para recibir automáticamente láminas soportadas sobre cintas transportadoras deformables. Las láminas son curvadas por medio de la acción de limpiado de cepillos rotatorios en un ciclo de programación que controla la cantidad de elevación de la herramienta y el movimiento del cepillo. La velocidad de los cepillos, densidad de las cerdas y contorno, y la configuración del ciclo programado permiten conseguir los requerimientos específicos.

Este módulo elimina la adaptación manual de las tiras y permite el uso directo de láminas planas preparadas automáticamente para configuraciones curvadas.

El dispensador de prepreg suministra y corta tela preimpregnada de grafito-epoxi, aramida-epoxi y fibra de vidrio-epoxi en anchuras de unos 200 cm. Este módulo se conecta con la I.L.C. por medio de la estación de transferencia de láminas y la de cortado por láser. El procesado informático de datos suministra un eficiente cortado láser de detalles curvados con control de orientación de la lámina. El dispensador puede producir láminas con contornos generados por computador, rebordes, láminas rigidizadas y tiras de empalme.

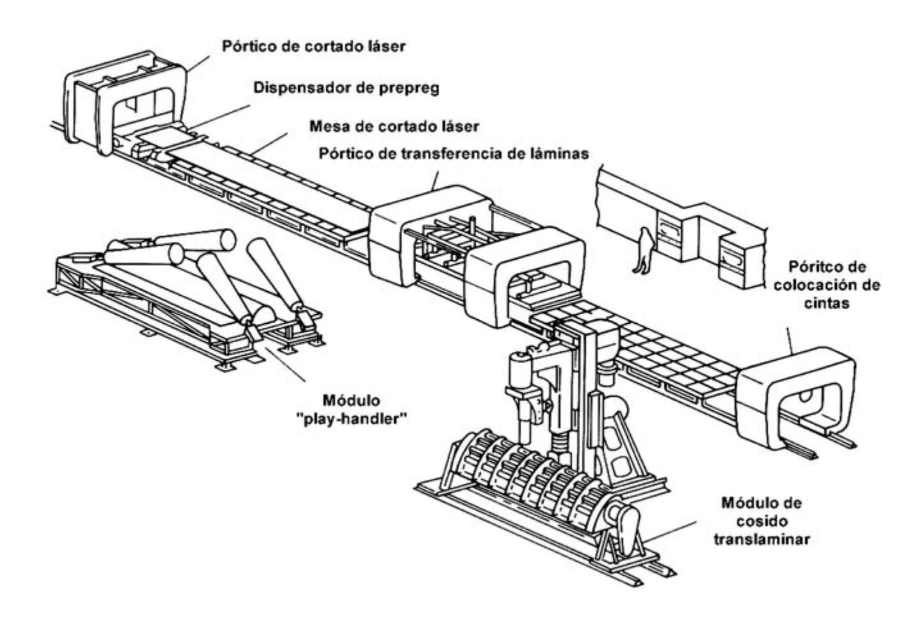


Figura 4.2.8 Centro de laminación integrada con módulos integrados

El módulo de cosido translaminar es un módulo multiaxial que puede hacer cosido a lo largo de recorridos rectos, inclinados, torcidos o altamente curvados. El uso de este módulo en conexión con el I.L.C. fue diseñado para producir un ahorro en costes del 50%.

Referencias

1. Miravete, A. «*Documentación de las I Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 20-22 Enero, 1988.

2. Miravete, A. «*Documentación de las II Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 23-25 Mayo, 1990.

3. Miravete, A. «*Documentación de las III Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 30 Marzo-3 Abril, 1992.

4. Miravete, A. «*Documentación de las IV Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 11-14 Abril, 1994.

5. Miravete, A. «*Documentación de las V Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 26-29 Junio, 1995.

6. Miravete, A. «*Documentación de las VI Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Madrid 15-17 Abril, 1996.

7. Miravete, A. «*Documentación de las VII Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 24 Junio, 1996.

8. Miravete, A. «*Documentación de las VIII Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 15-16 Febrero, 1999.

9. Miravete, A. «*Documentación de las IX Jornadas de Materiales Compuestos*». Ingeniería de Materiales Compuestos. Zaragoza 12-13 Junio, 2000.

10. «*Engineered Materials Handbook, Volume 1. Composites*». ASM International, 1987.

11. «*Engineered Materials Handbook, Volume 2. Engineering Plastics*». ASM International, 1988.

12. Antequera, P., Jiménez, L., Miravete, A. «*Los materiales compuestos de fibra de vidrio*». Edita Secretariado de publicaciones de la Universidad de Zaragoza, 1991.

13. Miravete, A. «*Los nuevos materiales en la construcción*». Edita A. Miravete, 1994.

14. «*Handbook of Composites*». Edita George Lubin, 1982.

15. Mallick, P.K. «*Composites Engineering Handbook*». University of Michigan-Dearborn, 1997.

16. Gay, D. «*Matériaux composites*». Éditions Hermes, 199.

17. «*Aerospace Structures*». Edited by J. Loughlan. Elsevier Applied Science, 1990.

18. Hull, D. «*Materiales compuestos*». Ed. Reverté, 1987.

19. Mallick, P.K. «*Fiber-Reinforced Composites*». Marcel Dekker, Inc, 1993.

20. Hollaway, L. «*Polymer composites for civil and structural engineering*». Blackie Academic & Professional, 1993.

21. Mallick, P.K. «*Composite Materials Technology*». New York: Oxford University Press, 1990.

22. «*Composite Materials in Aircraft Structures*». Edited by D. H. Middleton. Longman, 1990.

23. «*Proceedings of ICCM9, Books I-VI*». Edited by A. Miravete. Madrid, 1993.

4.3 PROCESADO DE PREIMPREGNADOS SIN AUTOCLAVE

4.3.1 Introducción

Entre los materiales compuestos de altas prestaciones mecánicas y coste y los de carácter industrial existe una amplia gama de materiales de elevadas-medias prestaciones, con propiedades próximas a los de altas prestaciones, con costes muy inferiores. Este es el caso de los preimpregnados que se procesan mediante laminación o enrollado curando mediante métodos alternativos al autoclave como son el curado en horno, mediante intercambiadores de calor de aceite o vapor de agua, etc.

Hoy en día existe la posibilidad de fabricar piezas de materiales compuestos con altos requerimientos estructurales o de temperatura, a costes muy inferiores a los de altas prestaciones debido a la existencia de materias primas (fibras y resinas) y de procesos alternativos a los que se usan habitualmente en las industrisa de altas prestaciones. Obviamente, la certificación de materiales y procesos de altas prestaciones que se incluye en la ejecución de una pieza de un avión o de un satélite hace incrementar fuertemente el coste tanto de materiales como de procesos.

En industrias como la automoción, marina, energía o deporte, el uso de estos nuevos materiales de altas prestaciones a costes muy competitivos es muy interesante y se está imponiendo su uso en muchas aplicaciones frente al aluminio o al acero. En las aplicaciones en estos sectores, el uso de materias primas y procesos adecuados hace que aunque las prestaciones obtenidas sean del mismo orden, se tengan mayo-

res dispersiones en este comportamiento y por tanto sea necesario el uso de mayores coeficientes de seguridad. Esta penalización es posible asumirla gracias a la importante reducción de costes obtenida.

4.3.2 Procedimiento de fabricación

4.3.2.1 Laminación

El procedimiento de laminación de piezas con preimpregnados que no curan en autoclave es idéntico al que se utiliza para los preimpregnados aeronáuticos tratados en el apartado 4.1. Sin embargo, este procedimiento en este caso se amplia no sólo para preimpregnados de fibra de carbono de altas prestaciones y resinas epoxi sino para un amplio abanico de fibras y resinas que se pueden preimpregnar para fabricar, mediante los métodos usuales de laminación aeronáuticos, piezas estructurales o resistentes al fuego-altas temperaturas a costes muy inferiores.

Actualmente existen en el mercado preimpregnados de fibra de vidrio-poliéster, vidrio-epoxi, vidrio-fenólica, carbono-epoxi, aramida-epoxi a precios muy competitivos. También existen resinas para preimpregnados de este tipo que permiten el almacenamiento del prepreg a –1ºC y curados en el rango de 80-100ºC, lo que contribuye a reducir el coste de las instalaciones de frío y de curado.

4.3.2.2 Enrollado

El enrollado es un proceso de fabricación de tubos o estructuras tubulares alternativo al enrollamiento continuo y que se está usando para la fabricación de tubos de pequeño-medio diámetro, gran longitud (hasta 6 m) y bajo espesor de pared. El diámetro de los tubos que se fabrican mediante este método varía entre unos pocos milímetros (10-20 mm), como es el caso de las cañas de pescar, hasta los tubos más grandes que alcanzan los 150 mm. A medida que aumenta el diámetro del tubo, disminuye rápidamente la producción y se hace más aconsejable el uso del enrollamiento filamentario[1].

El método de operación básico es muy simple. El material que va a ser enrollado se coloca sobre una superficie plana sin tensión. Mediante un mandril con la forma interior del tubo se aplica tensión sobre el material a medida que se va enrollando entorno a este, generando la compactación y densificación deseadas, como se observa en la figura 4.3.1. Para facilitar un enrollado ajustado el material debe poseer un apropiado grado de adherencia o tacking que facilite su adhesión al mandril y a si mismo. En algunas circunstancias es necesario añadir al mandril agentes adherentes o incluso calentarlo previamente al proceso [1]

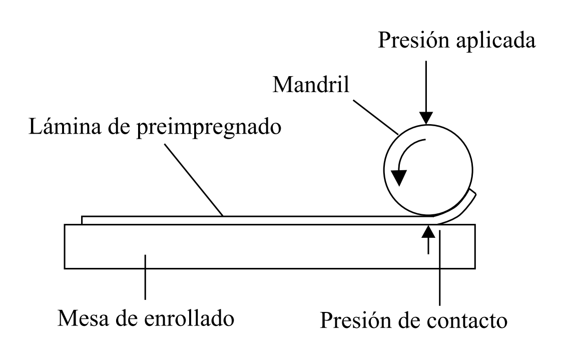


Figura 4.3.1 Enrollado de tubos

MATERIALES

Los materiales más adecuados para este proceso son los preimpregnados (vidrio, carbono, aramida) ya sean unidireccionales o en forma de tejidos. Cuando un tubo requiere una orientación típica 0º/90º el uso de tejidos supone una gran ventaja para el proceso, aunque los tubos que presentan esta orientación tienen buenas propiedades longitudinales y transversales pero bajas propiedades torsionales.

Las láminas preimpregnadas unidireccionales se usan para tubos en donde se necesitan obtener altas propiedades mecánicas de forma altamente direccional. Se puede conseguir cualquier combinación de propiedades mecánicas longitudinales, circunferenciales y torsionales usando láminas unidireccionales variando la orientación de las mismas, el espesor final de la pared del tubo y su diámetro.

Ambas formas materiales deben cortarse en patrones para cada aplicación de enrollado en función del producto que va a ser enrollado (orientación de las fibras, continuidad, solapamientos, minimización de desperdicios, etc). Generalmente los tubos realizados con tejidos preimpregnados se fabrican mediante enrollado cilíndrico, mientras que los tubos realizados con láminas preimpregnadas unidireccionales pueden fabricarse mediante enrollado cilíndrico o espiral.

ENROLLAMIENTO CILÍNDRICO DE TUBOS DE DIÁMETRO CONSTANTE

El enrollado cilíndrico de tubos de diámetro constante es el método de enrollado más simple y rápido. Una capa rectangular de material con una longitud igual al número de vueltas alrededor del mandril se coloca sobre este gracias al movimiento circular al que es sometido el mandril sobre el material. Para tubos de bajo espesor de pared el proceso puede ser completado en una operación, mientras que para tubos con espesores de pared altos se aconseja realizar el proceso de enrollado incrementalmente en varias vueltas para asegurar la no existencia de material suelto, presencia de burbujas de aire, arrugas, que se produciría si se enrollara en una vuelta todo el espesor. Para poder realizar este proceso se han de unir varias láminas y esto se realiza usando diversas técnicas de empalme que son explicadas a lo largo del capítulo.

En este proceso pueden usarse tejidos y láminas unidireccionales preimpregnadas, siendo análogo el procedimiento de enrollado. Las capas cortadas a la longitud del tubo y en número suficiente para alcanzar el espesor de pared del mismo se colocan en una superficie plana mientras que el mandril avanza en línea recta por el material enrollándolo en su contorno. Para asegurar un apilamiento compacto se debe aplicar con el mandril una presión uniforme durante todo el proceso.

Cada capa se empalma a la siguiente para generar una capa lo suficientemente amplia para el espesor de pared que se desea fabricar. Existen varios métodos de unión de las capas aunque los más habitualmente usados son el de solapamiento de capas, o la unión de las mismas mediante film adhesivo en una zona más pequeña que la de solapamiento, siendo este método el que más habitualmente suele ser usado porque no genera baches en la pared del tubo. En la figura 4.3.2 se presenta el procedimiento de enrollado de laminas unidireccionales unidas mediante film adhesivo [1]

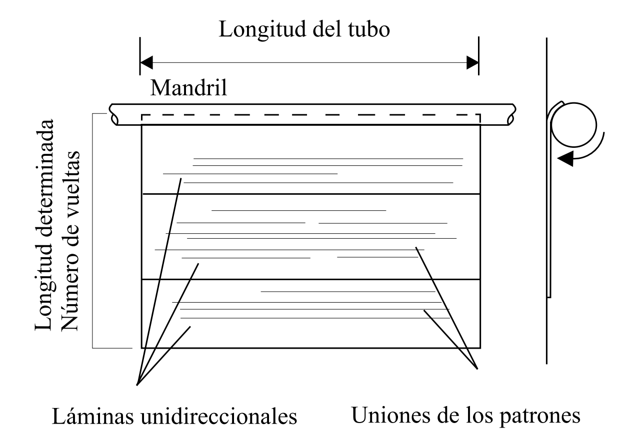


Figura 4.3.2 Enrollado de cinta unidireccional

Si es necesario incluir láminas circunferenciales en el laminado del tubo además de láminas unidireccionales estas se unirán mediante un sistema de solape de los preimpregnados que previamente a ser enrollado se le aplicará presión y calor para favorecer la unión de ambas láminas. Es muy importante que la lámina que más tarde se enrolla quede sobre la que antes entra en el mandril para impedir que la unión se separe por pelado si se hiciera al contrario, y favorecer el enrollado (figura 4.3.3) [1].

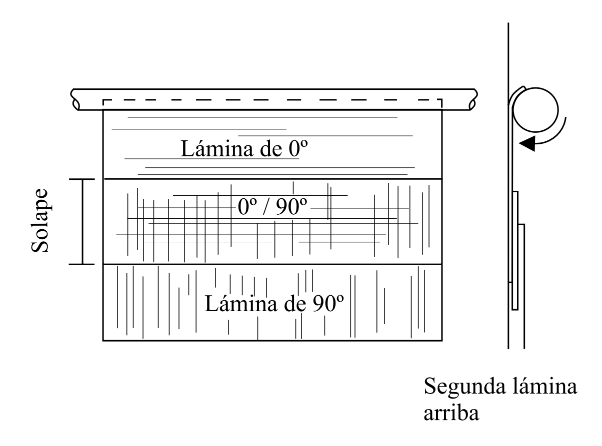


Figura 4.3.3 Enrollado de cinta a [0/90]

Con preimpregnados de bajo espesor se pueden realizar enrollados con láminas solapadas completamente aunque suele ser más fácil comenzar el proceso con una única lámina y una vez que el mandril ha entrado en el material seguir con dos láminas solapadas.

Cuando en el apilamiento de un tubo se necesitan láminas giradas con respecto a su eje un ángulo distinto de 0º o 90º, las láminas unidireccionales que se usan para el enrollamiento deben ser cortadas con la inclinación requerida y la longitud deseada según el número de vueltas que se vaya a dar y según el diámetro del tubo. Las láminas cortadas son entonces giradas 90º y unidas unas a otras generando una lámina girada continua que puede ser cortada con la longitud de tubo requerida. Cuando el apilamiento es +/ -θ la capa de ángulo opuesto se procesa de igual forma y debe unirse a la anterior antes de comenzar el enrollado mediante solapamiento de ambas para evitar en el tubo zonas sin material y asegurar el correcto alineamiento de las fibras.

ENROLLAMIENTO CILÍNDRICO DE TUBOS DE DIÁMETRO VARIABLE

La principal diferencia de este procedimiento con el anterior es que el enrollado del material no se realiza de forma rectilínea sino de forma curva como se observa en la figura 4.3.4, debido a la forma del mandril de diámetro variable.

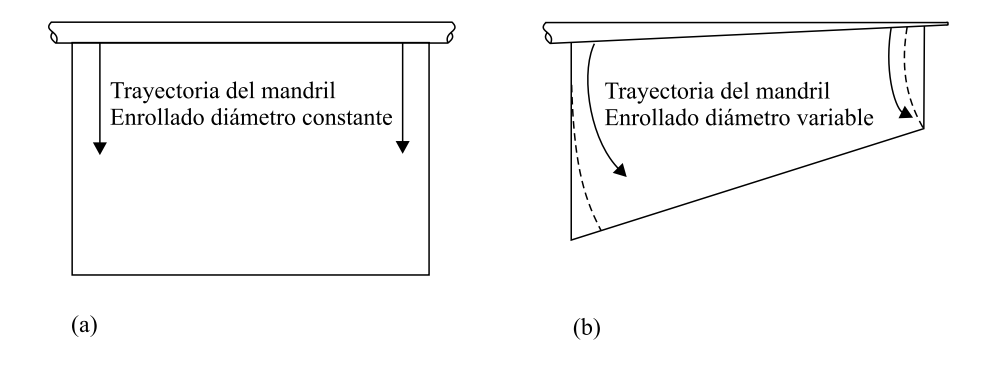


Figura 4.3.4 Enrollado de cintas con mandril ciíndrico (a) y cónico (b)

En aplicaciones donde se requiere un alineamiento preciso de las fibras este proceso presenta importantes problemas de orientación de las mismas. Esto se observa fácilmente considerando un enrollado múltiple de un laminado unidireccional sobre un mandril de diámetro variable. En la figura 4.3.5a se presenta una aproximación usual del corte de un patrón simétrico de una lámina unidireccional para este proceso. Se observa que no todas las fibras son continuas, lo que puede ocasionar problemas mecánicos, aunque puede solucionarse solapando varios de estos patrones. Un problema adicional es la entrada del mandril en el material como se observa en la figura 4.3.5b, debido a que inicialmente el borde no es paralelo al mandril, por lo que la entrada de éste en el material es prácticamente imposible. Comenzar el enrollado como se presenta en la figura 4.3.5c mejora la entrada del mandril en el material pero no soluciona el problema de desalineamiento de las fibras, que es muy difícil de resolver. Una alternativa que mejora el alineamiento de las fibras se presenta en la figura 4.3.5d en la que el patrón se corta con una cara paralela a las fibras y el proceso se comienza por el lado de fibra continua paralela al borde de ataque del mandril como se presenta en la figura 4.3.5e. Con objeto de eliminar al máximo pérdidas de material se suelen cortar según el patrón de la figura 4.3.5d en un corte alterno según se presenta en la figura 4.3.5f y de esta forma se producen un gran número de patrones. El corte de patrón de la figura 4.3.5a tiende a compensar la orientación en +/- ángulos cada tres patrones, mientras que en el corte de la figura 4.3.5d se produce una compensación del ángulo al comienzo de cada patrón [1].

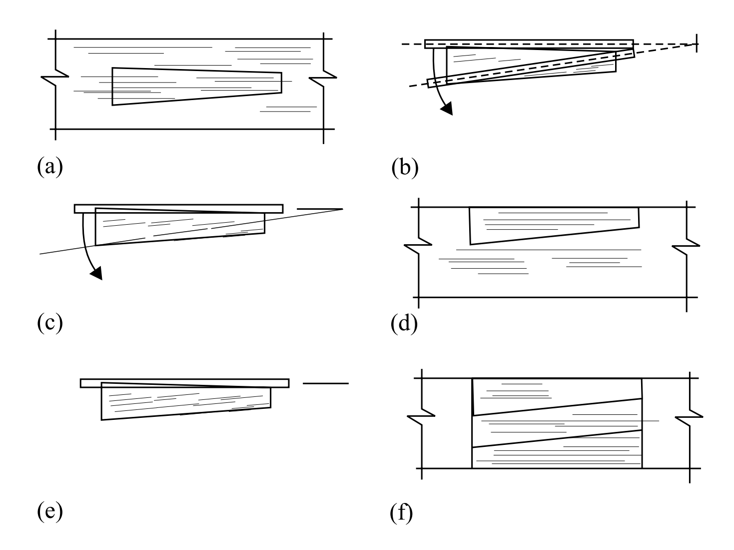


Figura 4.3.5 Modelo de corte y enrollado con mandril cónico

Para evitar los problemas de desalineamiento es aconsejable usar para tubos de diámetro variable el procedimiento de enrollado espiral.

En la fabricación de cañas de pescar de altas prestaciones para pesca en alta mar se está usando este proceso de fabricación. Se usa un preimpregnado de fibra de vidrio-epoxi realizado con un tejido desequilibrado (60% de la fibra a 0º/ 40% de la fibra a 90º) con objeto de alcanzar los requerimientos de rigidez a flexión (fibra a 0º), resistencia a pandeos locales (fibra a 90º) y rigidez-resistencia a torsión (la propia resina) [2].

Como la caña tiene una variación de diámetro entre extremos de 1cm se necesita aplicar la técnica de enrollado cilíndrico de tubos de diámetro variable. En este caso se ha usado un enrollado con múltiples patrones cortados según la figura 4.3.5f para minimizar al máximo el desalineamiento puesto que se pierde aproximadamente 1º por vuelta. De este forma, al comienzo de cada enrollado la fibra a 0º está perfectamente orientada con el eje de la caña y además con este sistema de corte de patrones se minimiza la cantidad de desperdicios. El curado se realiza en horno a 120º durante 1 hora [2].

ENROLLADO ESPIRAL

Este proceso suele ser más lento y por tanto menos competitivo que el enrollado cilíndrico aunque permite obtener apilamientos y orientaciones más complejas que el enrollado cilíndrico. Suele usarse habitualmente para:

- La fabricación de tubos de pared delgada para evitar solapamientos o carencias de material que puedan ocasionar variaciones de rigidez circunferencial, o cuando se requiere un gran control dimensional del tubo.

-La fabricación de tubos de una única lámina y orientación +/-θ que deben enrollarse continuamente entre un extremo y el otro para evitar solapamientos.

-La fabricación de tubos de fibra de carbono de alto módulo que tienden a fracturarse fácilmente en zonas de solapamiento o zonas de carencia de material debido a la presión propia del proceso.

Para tubos estructurales en la que es necesaria la continuidad de la fibra entre un extremo y el otro el enrollado espiral únicamente es posible realizarlo con láminas unidireccionales y no con tejidos puesto que en la dirección a 90º del tejido la fibra pierde su continuidad.

El enrollado espiral de estos tubos requiere de grandes patrones cuya anchura viene determinada por el diámetro del tubo y el ángulo de enrollado, y su longitud por la longitud del tubo y el ángulo de enrollado, como se observa en la figura 4.3.6 [1]

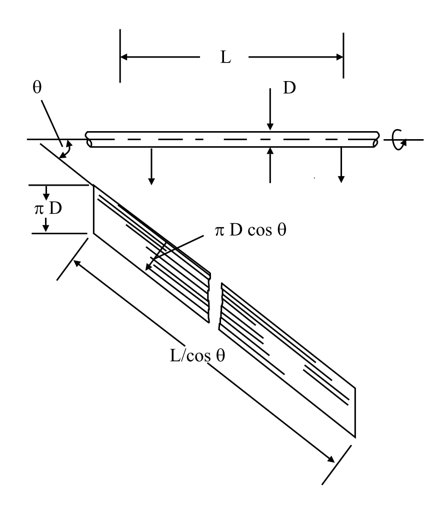


Figura 4.3.6 Enrollado de tubo cilíndrico con revolución en espiral

Para tubos cortos y/o ángulos bajos, el enrollado puede completarse en una vuelta mientras que para tubos largos y/o ángulos altos el enrollado necesita varias vueltas para poder completarse.

El proceso de enrollado espiral de tubos con orientaciones +/-θ se presenta en la figura 4.3.7. La dificultad de este proceso radica en el hecho de que la anchura de los sucesivos patrones a partir del primero debe tener en cuent2a el incremento de diámetro que se produce cada vuelta para conseguir un espesor de pared sin zonas con carencia de material. Además el mandril debe girar siempre en el mismo sentido, como sucede en el enrollado cilíndrico para evitar que las capas anteriormente enrolladas se despeguen y se genere por tanto una pared con arrugas, irregularidades, defectos, etc. Para obtener el apilamiento +/-θ se comienza el enrollado de cada patrón en cada extremo.

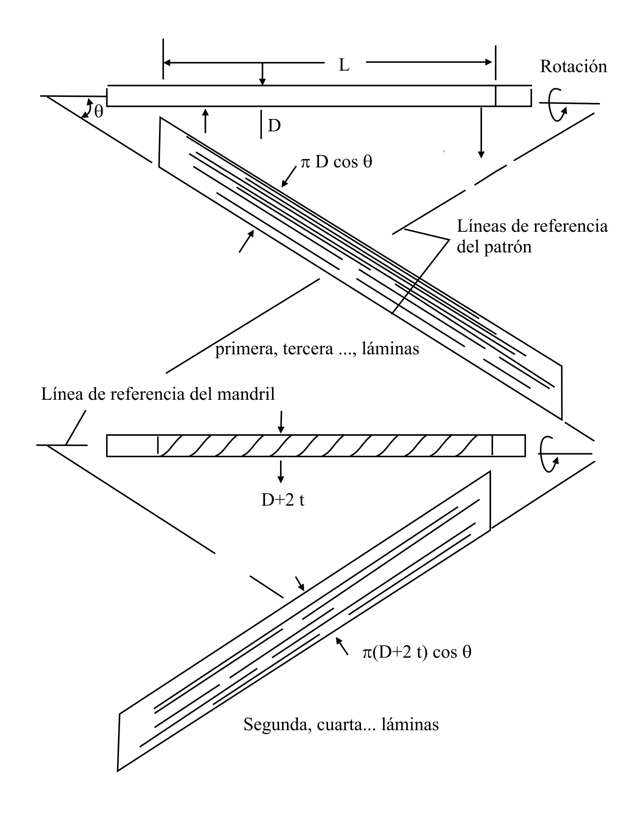


Figura 4.3.7 Enrollado múltiple en espiral

No se recomienda el enrollado espiral de tubos de diámetro no constante por la complejidad del corte de los patrones que en este caso se deben cortar de forma espiral. Esta recomendación es más intensa si el tubo que se fabrica tiene requerimientos estructurales puesto que debido al corte del patrón y al proceso se pierde la continuidad de la fibra.

TIPOS DE MANDRILES

Para la producción de tubos de pequeño-mediano diámetro se suelen usar mandriles de acero huecos debido a la alta rigidez de este material. Los mandriles de acero son usualmente endurecidos superficialmente, rectificados y cromados para obtener superficies espejo que faciliten la extracción del tubo. Debido a que el coeficiente de expansión térmica del acero es bajo, es necesario el uso de empujadores para la extracción de los tubos después del curado.

Para tubos de gran diámetro se prefiere el uso de aluminio para los mandriles por su baja densidad y alto coeficiente de expansión térmica, que hace que el mandril aumente ligeramente su diámetro durante el

curado volviendo rápidamente a alcanzar su diámetro original durante el enfriamiento facilitando de esta forma la extracción. Para tubos de gran longitud se suele dar al mandril una forma ligeramente cónica para poder efectuar la extracción fácilmente, aunque para tubos de aramida o vidrio siguen siendo necesarios los empujadores [3]

Cuando se necesita aplicar durante el curado presión interna para consolidar los laminados de paredes gruesas para evitar la generación de arrugas o por la existencia de cambios de geometría en el tubo, se suelen usar distintos materiales para los mandriles, como teflón o silicona sólida.

CORTE DE PATRONES

El corte de los patrones puede realizarse con cuchillas de filo recto manuales o controladas por ordenador o mediante corte por chorro de agua.

El uso de cuchillas se sigue usando para el corte de grandes cantidades de material. Se apilan varias láminas de material y se cortan los patrones al mismo tiempo. De esta forma se han llegado a cortar hasta 20 láminas de carbono-epoxi.

Cuando se requieren cortes complejos, patrones muy grandes o altas velocidades de generación de patrones es necesario el uso de modernas técnicas de corte controladas por ordenador como el corte por proyección de chorro de agua, láser o ultrasonidos.

PREPARACIÓN DE LOS TUBOS ANTES Y DESPUÉS DEL CURADO

Antes del proceso de curado se suelen enrollar los tubos con capas de celofán perforadas y muy ajustadas al tubo para generar presión exterior de forma que se facilite la consolidación de los laminados, la extracción de resina sobrante y de gases generados durante el curado. Para asegurar la extracción de esta última capa después del curado se enrolla el tubo previamente con polipropileno o polivinil fluoruro, puesto que ninguno de estos materiales se adhiere a la resina.

Estas últimas capas se aplican sobre los tubos de forma automática con sistemas de torno que aseguran una presión continua y uniforme en todo el tubo. Este sistema es muy usado para la fabricación de palos de golf y cañas de pescar.

El curado se realiza en horno con temperaturas que varían según el preimpregnado usado entre 120ºC y 180ºC un tiempo entre 20 minutos y 4 horas [2] [3].

Para la terminación de las piezas como palos de golf o cañas de pescar se realizan dos procesos: un lijado para el acabado superficial y un rectificado para el ajuste del diámetro final del tubo.

En la figura 4.3.8 se presenta una máquina típica de enrollado de tubos.



Figura 4.3.8 Mesa de enrollado de tubos

4.3.3 Procedimientos de curado [5]

Existen diversos de métodos de curado para piezas fabricadas con preimpregnados que no necesitan de autoclave por tratarse de piezas que aunque son altamente estructurales, no necesitan superar altos requerimientos de calidad como si fueran piezas aeronáuticas o militares. Estas piezas requieren o largos tiempos de curado a bajas temperaturas o bajos tiempos de curado con altas temperaturas de iniciación, dependiendo de la formulación de la resina del preimpregnado. Es necesario indicar que altas temperatura de curado pueden ocasionar micro-roturas en el laminado final por lo que se suelen escoger soluciones de tiempo-temperatura de curado intermedias una vez conocido el comportamiento de la resina. Otros factores que pueden influenciar la aparición de micro-roturas son la diferencia entre los coeficientes de expansión térmica entre el mandril o molde, fibra y resina, las velocidades de calentamiento y enfriamiento, la contracción de la resina tras el curado, la dirección de la fibra, etc.

Los sistemas habituales de curado de piezas de preimpregnados que no curan con autoclave son:

4.3.3.1 Curado en horno

Es el sistema predominante de curado. Los hornos típicos son de gas o eléctricos de aire circulante, siendo ambos muy baratos y pueden ser muy grandes de forma que se puede curar dentro de ellos casi cualquier pieza. Si es necesario aplicar presión para la consolidación del laminado se usarán o láminas de ajuste, como en el caso del enrollado de tubos, o bolsa de vacío para el caso de laminados planos.

Los costes de energía asociados a este proceso de curado son más altos que los de cualquier otro proceso puesto que en este caso no sólo se calienta la pieza sino también el mandril o el molde, y el aire circulante. Además, los hornos suelen ocupar un gran espacio de planta lo que incrementa en ocasiones la necesidad de espacio útil para fabricación.

Para procesos de fabricación altamente automatizados existen sistemas de horno que incorporan transportadores y manipuladores de piezas que introducen la pieza en el horno y la mantienen el tiempo exacto de curado.

4.3.3.2 Curado mediante aceite caliente

El sistema de aceite caliente se usa para resinas de curado rápido, normalmente con capacidad para curar en menos de 15 minutos. El aceite se hace circular a través de unos conductos habilitados en el mandril o en el molde que actúa como intercambiador de calor, calentando la pieza permitiendo el proceso de curado de la misma. Además el uso de este sistema permite un calentamiento rápido del mandril o molde eliminándose la necesidad de horno y haciendo que aumente la eficiencia energética del proceso.

Este sistema tiene además una ventaja añadida para el caso de tubos fabricados mediante el proceso de enrollado. Debido a que el mandril se calienta rápidamente, cambia ligeramente su diámetro durante el curado haciendo que la pieza cure en este diámetro. Al cesarse el flujo de aceite, el mandril se enfría y vuelve a su diámetro original dejando un espacio entre pieza y mandril que favorece la extracción del tubo.

Este sistema de curado se usa para rangos de temperatura entre 150-200ºC.

4.3.3.3 Curado mediante lámparas

El sistema de curado mediante lámparas de calentamiento, superficies reflectantes y sistemas de rotación para el caso de mandriles, pueden ofrecer temperaturas de curado del orden de 170 ºC. Debido a que las lámparas producen focos de calor muy concentrados es necesario asegurarse que se produce un curado homogéneo en toda la pieza mediante sistemas de rotación del mandril. El tipo de lámparas habitualmente usadas son las lámparas de infrarrojos.

Existe otro método de curado relacionado con lámparas pero distinto al anterior. En este caso se usan resinas que catalizan el curado mediante luz (fotopolimerizables). Las lámparas habitualmente usadas son las lámparas de Xenon. Una desventaja de este proceso de curado es la formación de una capa sobre el material que impide el flujo de calor hacia su interior impidiendo el curado homogéneo.

4.3.3.4 Curado mediante vapor

Este método se usa para el curado de tubos fabricados mediante enrollado. Cuando se usa este sistema el mandril o molde tiene conductos a través de los cuáles se hace pasar el flujo de vapor que calienta la pieza que ha de curar. Tras el curado se hace pasar por estos conductos agua fría para que el mandril se enfríe rápidamente y de esta forma se facilite la extracción del tubo.

4.3.3.5 Curado mediante microondas

Este método de curado se ha usado en varios desarrollos aunque todavía no se ha aplicado para grandes series, aunque sí se está usando por la compañía Hércules como un sistema iniciador para aumentar rápidamente la temperatura del material. Este método sólo puede usarse para el curado de materiales de aramida o vidrio, que no son conductores, no así los materiales de fibra de carbono lo cuál es una gran desventaja para este método de curado. La energía asociada a las microondas se absorbe rápidamente por la fibra y la resina, y de esta forma se obtienen curados muy rápidos del orden de minutos para sistemas materiales que suelen curar en horas siguiendo los procesos de curado convencionales. Debido a que el nivel de energía asociada al proceso es muy elevada este sistema de curado es bastante caro.

4.3.3.6 Curado mediante barra de electrones [4]

Este sistema de curado consiste en la proyección de un chorro de electrones de alta energía (1-10 millones de electronvoltios (MeV)) que provee energía suficiente para iniciar la polimerización de resinas sensibles a la radiación. Un sistema de barra de electrones puede ser usada para curar piezas de espesor superior a 25 mm. Aquellas piezas cuyo espesor sea superior a 300 mm pueden ser curadas convirtiendo los electrones en rayos X que provocan una mayor penetración en el material.

Para que el curado mediante barra de electrones sea eficiente debe modificarse la formulación de las resinas. La resina epoxi cura eficientemente mediante este método si se le añade de 1 a 3% de foto iniciador catiónico. Esta modificación es barata y rápida y además no se necesita añadir ni endurecededores, ni más aditivos, como agentes resilientes o modificadores de viscosidad. Existen un gran número de formulaciones de resinas que presentan la propiedad de ser curables mediante barra de electrones y son adecuadas para fines estructurales sin incrementar su coste comparado con el de las resinas que curan según los métodos convencionales.

Las principales ventajas de este método de curado son:

- Reducción de los tiempos de curado. El curado puede ser completado en minutos en vez de en horas como en el caso de los métodos convencionales de curado.

- Temperatura de curado seleccionable. En el curado mediante barra de electrones la temperatura a la que cura el material (incluso a temperatura ambiente) se puede seleccionar obteniéndose curados de igual magnitud que para compuestos que curan a alta temperatura.

-Reducido consumo energético. El curado mediante barra de electrones consume menos energía eléctrica que los sistemas habituales.

Las principales desventajas de este método son la alta inversión inicial que es necesario realizar y la falta de conocimiento profundo del método que actualmente se tiene. Además mediante este método sólo es posible curar piezas reforzadas con fibra de vidrio y aramida mientras que no funciona con piezas reforzadas con fibra de carbono.

4.3.3.7 Curado mediante inducción

Este sistema de curado es muy prometedor porque el calentamiento por inducción sólo puede usarse en materiales conductores, como son los compuestos reforzados con fibra de carbono. Su estudio para el curado de resinas usada en materiales compuestos estructurales ha comenzado recientemente, pero los primeros resultados indican importantes reducciones en los tiempos de curado, que pasan de horas a minutos.

Existen otros métodos de curado emergentes como son los ultrasonidos, los sistemas láser, el curado mediante radio frecuencia, pero están todavía en fase de aplicación muy poco avanzada y además tienen el problema de que no pueden ser usados para el curado de materiales reforzados con fibra de carbono por el carácter altamente conductor de esta fibra.

Referencias

1. Engineered Materials Handbook (Vol. 1) *"Composites"* Ed. ASM International, pp 569-574.

2. Dawson, D.K.*"Fiberglass trolls for big game"* Revista *"High Performance Composites"* July/ August 98, pp 40-42

3. Raasch, J.E.*"Table rolling produces durable, large diameter aircraft ducts"*,Revista *"High Performance Composites"* May/June 98, pp 35-38

4. Fisher, K.*"Curing with electron beams"* Revista *"High Performance Composites"* September/ October 96, pp 27-30

5. Mallick/Newman *"Composite Materials Technology"* Ed. Hanser Publishers, pp 202-206.

6. James D. Holbery, Brian D. Flinn, Rajendra K. Bordia. *"Processing and properties of rapid cure preimpregnated composite systems"*, Proceedings of ICCM10, Volumen III, pp 93-100, 1995.

7. T.C. Walton, J.V. Crivello. *"Efficient Composite Fabrication Using Electron-Beam Rapidly Cured Polymers Engineered for several manufacturing processes "*, Proceedings of ICCM10, Volumen III, pp 445-452, 1995.

8. S.R. White, C. Kim. *"Continous Curing of Thick Composite Cylinders"*, Proceedings of ICCM10, Volumen III, pp 453-460, 1995.

9. Walton, T.C., J.V. Crivello.*"Innovative Composite Fabrication Using Electron-Beam Rapidly Cured, Micrometeorid and Atomic Oxygen Resistant EFS Polymers"*, Proceedings of 39th Intl, SAMPE Symposium and Exhibition (1984).

10. K.J. Ahn and J.C. Seferis.*"Prepreg Processing Science and Engineering"*, Polymer Engineering and Science, September, Vol. 33, No. 18, pp 1177-1188 (1993).

11. N.L. Hancox.*"The Influence of Processing of an Anhydride Cured Epoxide Resin"*, SAMPE Quaterly, Vol. 18, No. 2, pp 1-6 (1987).

12. P.L. Wiggings.*"Curing Acceleration of a Hindered Aromatic Diamine-Epoxy System"*, SAMPE Quaterly, Vol. 18, No. 1, pp 15-21 (1986).

13. Michael Stern.*"Advances in Electron-Beam Processing of Fiber-Reinforced Plastics: An Emerging Curing Technology"*, SAMPE journal March-April 2000, p 33.

14. F. Guasti, E. Rosi.*"Pressure Vessels: A Possible Application of Low Energy E-Beam Curing"*, SAMPE journal March-April 2000, p 25.

15. A Meniga, Z Tarle, M Ristic, J Sutalo, G Pichler.*"Pulsed blue laser curing of hybrid composite resins"*, Biomaterials: 1997, Vol. 18, Iss. 20, pp. 1349-1354.

16. White, S.R. and Kim, Y.K.*"Staged curing of composite materials"*, Composites Part A: 1996, Vol. 27, Iss. 3, pp. 219-227.

17. BR Suratno, L Ye, YW Mai.*"Simulation of temperature and curing profiles in pultruded composite rods"*, Composites Science and Technology: 1998, Vol. 58, Iss. 2, pp. 191-197.

18. Kam, T.Y., Lai, F.M. and Sher, H.F. *"Optimal parameters for curing graphite/epoxy composite laminates"*, Journal of Materials Processing Technology: 1995, Vol. 48, Iss. 1-4, pp. 357-363.

19. Buggy, M., Temimhan, T. and Braddell, O.*"Curing of carbon fibre reinforced epoxy matrix composites"*, Journal of Materials Processing Technology: 1996, Vol. 56, Iss. 1-4, pp. 292-301.

20. F Guasti, E Rosi.*"Low energy electron beam curing for thick composite production"*, Composites Part A: 1997, Vol. 28, Iss. 11, pp. 965-969.

21. T Glauser, M Johansson, A Hult.*"Electron-beam curing of thick thermoset composite matrices"*, Polymer: 1999, Vol. 40, Iss. 19, pp. 5297-5302.

22. C Joseph, C Viney. *"Electrical-resistance curing of carbon-fibre/epoxy composites"*, Composites Science and Technology: 2000, Vol. 60, Iss. 2, pp. 315-319.

23. M Akay, S Kong, AH Mun.*"Influence of moisture on the thermal and mechanical properties of autoclave and oven-cured kevlar-49/epoxy laminates"*, Composites Science and Technology: 1997, Vol. 57, Iss. 5, pp. 565-571.

24. Akay, M. and Mun, S.K.A.*"Bearing strength of autoclave and oven cured Kevlar/epoxy laminates under static and dynamic loading"*, Composites Part A: 1995, Vol. 26, Iss. 6, pp. 451-456.

25. M Legrand, V Bellenger. "The cure optimisation of carbon/epoxy prepregs", Composites Science and Technology: 1998, Vol. 58, Iss. 5, pp. 639-644.

26. A Meniga, Z Tarle, M Ristic, J Sutalo, G Pichler. "Pulsed blue laser curing of hybrid composite resins", Biomaterials: 1997, Vol. 18, Iss. 20, pp. 1349-1354.

4.4 ENROLLAMIENTO FILAMENTARIO

4.4.1 Introducción

4.4.1.1 Propiedades principales

El enrollamiento filamentario es un proceso de fabricación en el que refuerzos continuos en forma de rovings, monofilamentos impregnados o bandas son enrollados a grandes velocidades y de forma precisa sobre un mandril que rota entorno a su eje de giro.

En la figura 4.4.1 se observa el proceso de enrollado de un depósito cilíndrico. Mientras el mandril, con la forma interior del depósito, gira, el sistema de alimentación de fibra impregnada en resina avanza longitudinalmente. Ambas velocidades están sincronizadas para controlar el ángulo de enrollado del refuerzo así como su correcto posicionamiento.

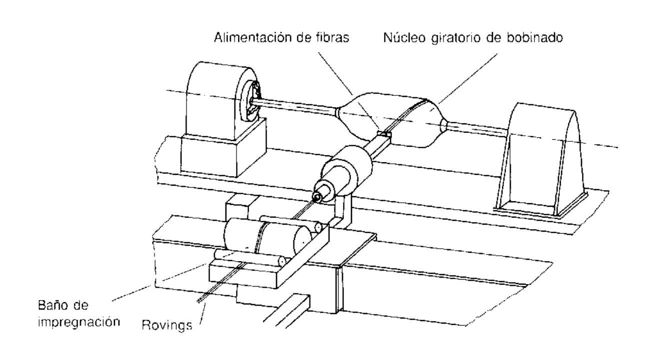


Figura 4.4.1 Proceso de enrollado de un depósito cilíndrico

El ángulo de enrollado puede variar desde bajos ángulos “longitudinales” (0º) hasta altos ángulos “circunferenciales” (90º) con respecto al eje del mandril. Cualquier ángulo “helicoidal” puede ser enrollado [1].

El posicionamiento del refuerzo puede hacerse en bandas adyacentes hasta cubrir la superficie del mandril y el espesor de la pared o mediante modelos de enrollado repetidos que a través del apilamiento de varias capas consiguen cubrir la superficie del mandril y el espesor de la pared.

El proceso básico aquí descrito está sujeto a numerosas variaciones ofreciendo un amplio espectro de tipos de estructuras, diseños, combinaciones de materiales y equipos.

Las estructuras que pueden ser fabricadas mediante enrollamiento filamentario son necesariamente de revolución, con simetría cilíndrica, esférica, cónica o con formas geodésicas, aunque existen otras formas que pueden ser enrolladas siempre que no tengan zonas cóncavas con curvaturas entrantes en donde el refuerzo no podría ser posicionado mediante este proceso y sería necesario usar métodos alternativos para terminar estas zonas. El diámetro de estas estructuras, como longitud característica, puede variar de unos pocos milímetros (mástil de una embarcación de wind-surf) hasta varios metros (Figura 4.4.2: pala de un aerogenerador eólico [1]).



Figura 4.4.2 Pala de un aerogenerador eólico

Estas estructuras se diseñan para condiciones de carga específicas, como presión interna o externa para el caso de depósitos y tuberías, flexión y compresión, debida a pretensionamiento axial, combinadas para el caso de mástiles de embarcación a vela, tórsión para el caso de ejes de transmisión de vehículos, etc.

Las variables de diseño que permite este proceso de fabricación son:

- **Selección del material:** Este proceso permite el uso de un amplio abanico de fibras y matrices. Las fibras más usuales son la fibra de vidrio, la fibra de carbono, la fibra de aramida y la fibra de polietileno. Las resinas termoestables son las que se usan más usualemente. Entre ellas se pueden destacar la resina de epoxi, de poliéster y de viniléster. Otras resinas termoestables, como las poliimidas, fenólicas y siliconas son procesadas con mayor dificultad por las sustancias que se condensan cuando curan, y requieren presurización durante este proceso.
- **Ángulo de enrollado** en torno al eje del mandril.
- **Tensión de enrollado del refuerzo.**
- **Contenido de volumen en fibra del material fabricado.**
- **Número de capas para alcanzar el espesor de diseño.**

4.4.1.2 Ventajas y desventajas

Las principales ventajas del enrollamiento filamentario son:

1. La alta automatización del proceso permite garantizar una constancia de calidad elevada y unas cadencias de producción relativamente altas.

2. La capacidad de usar fibras continuas sobre la totalidad del área de la pieza (sin uniones) y de orientar estas fibras en la dirección de los esfuerzos de forma que se exploten al máximo la rigidez y la resistencia de los refuerzos para minimizar pesos y costes. Además, debido a que los hilos pueden ser depositados con una tensión perfectamente controlada y uniforme en cada punto de la pieza, se asegura que el comportamiento de la misma sea homogéneo.

3. De la paralelización total de los hilos y de la tensión que les es aplicada en el curso del bobinado, tensión que se transforma en presión sobre el mandril por efecto de su curvatura, el espacio vacío entre las fibras alcanza un mínimo geométrico, de forma que pueden alcanzarse contenidos de volumen en fibra entorno al 65% [2].

4. La reducción del coste unitario de la pieza al poderse fabricar en tiempos reducidos series grandes.

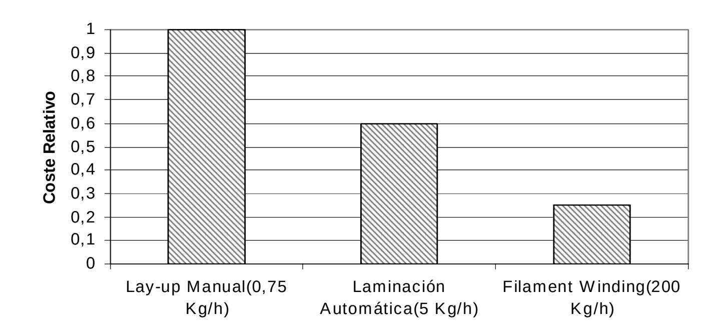


Figura 4.4.3 Coste del enrollamiento filamentario y otros procesos de fabricación [3]

5. La posibilidad de alcanzar costes de material reducidos al ser posible combinar fibras avanzadas tecnológicamente y de alto coste, con resinas menos desarrolladas y por tanto más baratas, lo que reduce significativamente el coste por kg. de material fabricado [3].

6. Posibilidad de fabricar piezas muy grandes (grandes depósitos, toberas convergentes-divergentes, palas de aerogenerador eólico, etc...)

Como principales desventajas se pueden citar:

1. La forma de la pieza fabricada mediante enrollamiento filamentario debe ser tal que el mandril pueda ser extraído. En ocasiones donde se tienen dificultades de esta naturaleza, se usan mandriles de arena solubles en agua o mandriles de yeso que pueden ser desmontados, reducidos y extraídos por pequeñas aperturas posicionadas en la pieza para tal efecto [1].

2. La imposibilidad de enrollar formas cóncavas con curvaturas entrantes. Para eliminar estas curvaturas pueden ser añadidos a la pieza tejidos o mats. Si la curvatura es necesaria para el diseño, se puede obtener desmoldeando la pieza sin curar del útil de enrollado y usando métodos alternativos de compactación, como bolsas de caucho con aire a presión que se acomodan a la forma de la curvatura [1].

3. Dificultad de cambiar la orientación de la fibra fácilmente en la misma lámina. Para ello se pueden usar pins redondos, o con formas trapezoidales con los que se pueden obtener cambios de orientación de la fibra en la misma lámina con objeto de ahorrar material y costes [1].

4. Baja calidad de la superficie exterior de la pieza. Esta desventaja puede minimizarse usando gel-coats para las últimas capas del enrollado, o mayores contenidos de resina en estas últimas capas [1].

4.4.2 Materias primas básicas

Los elementos básicos que configuran una pieza fabricada mediante enrollamiento continuo son fibras y resinas.

FIBRAS

La fibra más ampliamente usada para el proceso de enrollamiento continuo es la **fibra de vidrio**. En la tabla 4.4.1. se presentan los distintos tipos de fibra de vidrio usados para estructuras fabricadas mediante enrollamiento filamentario.

Tabla 4.4.1 Fibras de vidrio para enrollamiento filamentario [3]

Tipo fibra de vidrio	Módulo nominal a tracción (GPa)	Resistencia nominal a tracción (MPa)	Nº máximo de filamentos/hilo	Densidad (gr/cm^3)
E	72.4	3447	4000	2.6
R	86.2	2068	60	2.49
S	86.9	4585	-	2.55

El número de filamentos por hilo es importante a la hora de seleccionar una determinada fibra para un proceso de enrollamiento porque un alto de número de filamentos por hilo hacen más fácil el manejo de la fibra para el proceso.

La fibra de vidrio continúa siendo útil para enrollamiento filamentario por su bajo costo, estabilidad dimensional, alta resistencia, así como por su facilidad de manejo. Una debilidad de la fibra de vidrio es su baja rigidez comparada con la de otros materiales estructurales. Sin embargo, la mayoría de tuberías y depósitos comerciales no están sujetos a altas cargas de flexión o compresión-pandeo por lo que el bajo módulo de rigidez de esta fibra puede ser adaptado a las necesidades de estas estructuras. Si las cargas de

flexión o compresión-pandeo son altas, es posible seguir usando fibras de vidrio pero se necesita rigidizar las estructuras mediante diseños adecuados de espesores de pared o mediante la inclusión de rigidizadores sin incurrir en excesivas penalizaciones en peso o coste.

La fibra de vidrio más ampliamente usada es la fibra de vidrio E por su bajo costo. La fibras R y S son usadas con menos frecuencia, sobre todo por la industria aeroespacial.

La mayor variedad de módulos de rigidez y de resistencias puede ser obtenida con **fibras de carbono** que continuamente están siendo mejoradas en términos de módulo, resistencia a tracción y deformación última. En la tabla 4.4.2 se presentan los distintos tipos de fibras de carbono usadas en enrollamiento continuo. La superficie exterior de estas fibras ha sido mejorada con objeto de facilitar el manejo de las mismas para enrollamiento.

Estas fibras presentan módulos de rigidez entre 3 y 5 veces superiores a los de la fibra de vidrio, además de ser entre un 25 a un 35% más ligeras que éstas, por lo que las hace especialmente interesantes para aplicaciones en donde se necesitan elevadas rigideces específicas. Además en los últimos años se están comenzando a fabricar a gran escala por lo que se está reduciendo el precio de las mismas, aunque todavía las fibras de carbono más industriales pueden ser entre 3 a 5 veces más caras que las fibras de vidrio.

Actualmente, lo que se realiza para aprovechar las importantes propiedades de la fibra de carbono sin incrementar fuertemente el precio de una determinada estructura fabricada mediante enrollamiento continuo es la “hibridización”, que consiste en la combinación de fibras de vidrio, con fibras de mayor módulo, como las fibras de carbono. Un ejemplo típico son algunos depósitos a presión que son bobinados con fibra de carbono, que confiere rigidez longitudinal al depósito, y sobre-bobinados con fibra de vidrio para soportar las cargas en dirección circunferencial.

Tabla 4.4.2 Fibras de Carbono para enrollamiento filamentario [3]

Tipo de fibra de carbono	Módulo nominal a tracción (GPa)	Resistencia nominal a tracción (MPa)	Nº máximo de filamentos/hilo	Densidad (gr/cm^3)
Alta resistencia	227	3102	12000	1.75
Alta deformación	234	4100	6000	1.79
Módulo intermedio	275	4295	12000	1.74
Alto módulo	358	2482	3000	1.81

Las fibras de aramida también están siendo ampliamente usadas para la fabricación de piezas mediante enrollamiento continuo gracias a su alta rigidez y resistencias específicas y por sus importantes propiedades ante cargas de impacto y de choque. Sin embargo, los materiales compuestos basados en fibras de aramida tienen un comportamiento deficiente ante cargas de cortante y compresión por la naturaleza fibrilar de la aramida, aunque este tipo de cargas no suelen ser altas para depósitos a presión.

Las fibras de polietileno, de naturaleza orgánica como las fibras de aramida, están siendo usadas en aplicaciones similares a las de las fibras de aramida. Poseen una densidad extremadamente baja y unos valores de rigidez y resistencia muy altos. Ha sido usada para la fabricación de depósitos a presión

ultraligeros así como para la fabricación de embarcaciones ligeras. Los materiales compuestos reforzados con fibra de polietileno presentan propiedades de cortante y compresión muy bajas debido a la pobre adherencia de esta fibra a la matriz. Debido a que es una fibra orgánica posee un punto de fusión muy bajo 150ºC), hecho por el que no es usada para aplicaciones espaciales.

Tabla 4.4.3 Fibras orgánicas para enrollamiento filamentario [3]

Tipos de Fibra Orgánica	Módulo Nominal a Tracción (GPa)	Resistencia Nominal a Tracción (MPa)	Nº Maximo de Filamentos/Hilo	Densidad (gr/cm^3)
Aramida (Medio Módulo)	62	2758	1000	1.44
Aramida	121	4067	-	0.97
Polietileno Orientado	117	2585	118	1.44

RESINAS

La resina en una pieza fabricada por enrollamiento continuo tiene las mismas funciones que en cualquier material compuesto fabricado mediante otro proceso:

-Mantiene las fibras en la posición correcta.

-Ayuda a la distribución correcta de la carga.

-Protege los hilos de la abrasión del proceso, y después en el propio material terminado.

-Controla las propiedades eléctricas y químicas del material.

-Provee al material compuesto de resistencia ante cortante interlaminar.

Existen algunos criterios de manejo de la resina propios del proceso de enrollamiento continuo:

-La viscosidad de la resina debe ser igual o inferior a 2 Pa.s.

-El tiempo de gel ha de ser tan largo como sea posible. (preferiblemente más de 6 horas).

-La toxicidad debe ser baja.

Las resinas más usualmente usadas para enrollamiento continuo son las resinas de epoxy, poliéster y viniléster.

Resina Epoxi

La resina epoxi ha sido tradicionalmente usada para aplicaciones aeroespaciales y militares que suelen tener mayores requerimientos estructurales y de peso que las aplicaciones industriales. La selección de esta resina sobre la resina de poliéster, que es más barata, es debida a sus superiores propiedades mecánicas, comportamiento ante fatiga, resistencia térmica, fuerte unión al refuerzo y baja contracción durante el curado.

Las resinas epoxi para enrollamiento filamentario son esencialmente las mismas que se usan en otros procedimientos de fabricación de materiales compuestos. La selección de una resina epoxi para la fabricación

de una pieza bobinada está determinada por las propiedades de proceso de la resina y su efecto sobre las propiedades del material compuesto: su viscosidad, el cambio de viscosidad con el tiempo, el tiempo de gel, etc.

Una viscosidad baja es esencial para completar la impregnación de la fibra. El rango típico para la resina epoxy oscila entre 3.5 y 15 Poises. Si la resina es muy fluida se pueden producir problemas de uniformidad de contenido en resina en la pieza terminada, presentando mayores contenidos de resina las capas exteriores que las interiores, lo cual puede ocasionar el daño prematuro de la pieza. Si la resina es muy viscosa, se puede producir deshilachado del hilo en el tanque de impregnación, desigual impregnación, excesiva tensión, además de retención de aire que puede ocasionar burbujas en el material y por tanto una reducción de sus propiedades mecánicas. Para reducir la viscosidad de las resinas se suelen añadir al baño agentes diluyentes, o bien se somete al mismo a calentamiento continuo [5].

El tiempo de gel tiene que ser al menos de varias horas para prevenir la gelificación de la resina antes de que el proceso se haya completado. Enrollar sobre una estructura que ha comenzado a endurecer parcialmente no es recomendable puesto que el resultado de esta práctica son distribuciones no-uniformes de resina y estructuras por tanto debilitadas.

Si se quiere obtener piezas de alto compromiso estructural se debe prestar gran atención al ciclo de curado de la resina epoxi utilizada. Las características de curado del sistema, como el tiempo a una temperatura determinada y la pendiente de calentamiento son función de los agentes de curado y de catalización. La práctica normal con todos los sistemas de resina epoxy es alcanzar el estado de gel a una temperatura baja, continuar el curado a una temperatura superior, y seguir con el post-curado a la máxima temperatura prescrita. Este esquema de curado previene de excesiva fluidez de la resina, minimiza el pico exotérmico, y asegura un alto grado de curado al producto. Como aproximación, para piezas generales las temperaturas de curado varían entre 121-135ºC, mientras que para piezas con requerimiento de resistencia al calor son curadas entre 177-191ºC. El post-curado puede producirse a 205 ºC [5]. La contracción de las resinas epoxi durante el curado es inferior al de otras resinas usadas en enrollamiento filamentario. La contracción depende del tipo de resina, de los agentes de curado, de la pendiente de calentamiento, y de la temperatura de curado. Para resinas epoxi el rango de contracción varía entre 2-8%. Es deseable una baja contracción, puesto que esto reduce las tensiones internas al composite debidas al propio curado y facilita la extracción de la pieza curada del molde.

Resina de Poliéster y Viniléster

Debido a su bajo coste y a sus equilibradas propiedades físicas, químicas y mecánicas, estas resinas tienen un amplio uso en aplicaciones comerciales. El manejo de las mismas y la viscosidad del proceso así como el tiempo de gel son fácilmente adaptables al proceso de enrollamiento filamentario.

Estas resinas pueden curar en un rango de temperaturas muy amplio en función de los catalizadores seleccionados; desde temperatura ambiente hasta temperaturas en el rango de los 93-149ºC. Cuando se quieren conseguir temperaturas inferiores de curado se añaden aceleradores de la reacción; cuando se quiere reducir el pico exotérmico se añaden retardadores; cuando se quiere impedir la gelificación anticipada se añaden inhibidores.

Al contrario que las resinas epoxi, las propiedades mecánicas de estas resinas están poco influenciadas por el método catalítico usado, aunque sí se ve afectado el grado de resistencia a la corrosión. Sin embargo sí tiene gran importancia el grado de curado alcanzado. Se obtienen mejores propiedades mecánicas y mayores grados de curado usando temperaturas de curado bajas y ciclos largos.

El rango de viscosidad de estas resinas para el proceso enrollamiento filamentario varía entre 250-1.000 cps [4]. Como se observa este rango es más elevado que el usado para las resinas epoxi lo que refleja las altas velocidades de enrollado típicas que se usan en las aplicaciones comerciales del poliéster.

Las temperaturas máximas de operación de estas resinas varían entre los 93-107ºC.

4.4.3 Métodos y esquemas de enrollado del proceso de enrollamiento filamentario

Existen dos procedimientos de moldeo mediante enrollamiento filamentario, denominados:

- **Procedimiento vía húmeda**
- **Procedimiento vía seca**

Estos dos procedimientos se diferencian esencialmente por el estado físico de las materias primas utilizadas, lo que entraña inevitablemente diferencias desde el punto de vista operativo:

4.4.3.1 Procedimiento vía Húmeda

En el procedimiento por vía húmeda, el bobinado se efectúa a partir de hilos o conjuntos de hilos en paralelo (rovings) con un número de hilos determinado y una resina líquida, usualmente termoestable, que contiene los diferentes elementos necesarios para su curado. Hilos o rovings son desenrollados, impregnados en resina líquida por paso a través de un recipiente de impregnación, sometidos a un escurrido que limita la cantidad de resina impregnada. Después de la impregnación y a través de una serie de órganos de guiado, los hilos son depositados sobre el mandril portador de la estructura bobinada. Una vez terminado el bobinado, la estructura fabricada se deja a temperatura ambiente o se lleva a la estufa para favorecer el proceso de curado de la matriz termoestable. Se aconseja que aquellas piezas de compromiso estructural sean postcuradas en horno.

Las materias primas deben ser seleccionadas particularmente:

ROVINGS

No deben ser utilizados más que rovings elaborados especialmente para el moldeo por enrollado, tanto desde el punto de vista del ensimaje, como del punto de vista de presentación. Las características principales de estos son:

- Un número de cabos y título bien determinado para poder definir el número de capas para alcanzar el espesor de diseño. El título usual de los rovings varía entre 1100 a 4800 tex.

- Una buena integridad de la mecha para facilitar el trabajo.

- Una presentación sobre tubo-soporte generalmente en cartón, necesario para el enrollado de gran nivel de precisión. El desenrollado de los rovings debe hacerse por el exterior del tubo-soporte para evitar torsiones en los hilos variables de 1 a 5 vueltas/metro, según el diámetro, que impide toda equitensión de los hilos. Para el caso de tubería para procesos químicos, agua potable, de impulsión, depósitos, etc., es posible la utilización de bobinas con desenrollado por el interior.

En los últimos años se han desarrollado refuerzos longitudinales con un hilo rizado o bucle íntimamente ligado con aquéllos. Estos hilos, conocidos como "Spum Roving" o "Bulky Roving", de aspecto algodonoso, incrementan las propiedades transversales del laminado, además de mejorar su resistencia ante el esfuerzo cortante interlaminar [2].

El peso de las bobinas, para el caso de devanado por el exterior, varía entre 7/8 kg, y para devanado por el interior el peso es sensiblemente superior (entre 20 y 25 kg.). En cuanto al número de hilos en el conjunto es función de la aplicación, aunque es usual el uso de hasta 100 hilos simultáneamente en la fabricación de tubería de gran diámetro.

También es usual el uso de: [5]

- Mats de superficie o velos (25 a 70 gr/m^2) del tipo "insoluble" en estireno.
- Mats de hilos cortados (300 ó 450 gr/m^2) del tipo ligante en polvo por su mayor resistencia a la tracción.
- Tejidos equilibrados o desequilibrados de bajo-medio gramaje para asegurar una correcta impregnación (200 a 550 gr/m^2).

RESINAS

Sean de epoxi, poliéster o viniléster, que son los casos más frecuentes, deben presentar una viscosidad suficientemente baja para impregnar correctamente las fibras a la velocidad del bobinado escogida, pero no más, para evitar ser escurridas y resbalar del mandril después de la aplicación de la mecha. Su viscosidad puede ser momentáneamente reducida durante la impregnación por la adición de un diluyente apropiado o por un precalentamiento del baño. El rango típico de viscosidad para las resinas usadas en enrollamiento continuo es de 5 a 30 poises a 20ºC. Las velocidades de bobinado son fuertemente dependientes de la viscosidad de la resina. Pueden variar entre algunos metros/minuto para el rango alto de viscosidades y algunas decenas de metros/minuto para el rango bajo de viscosidades.

Las resinas para enrollamiento filamentario no deben presentar demasiada contracción en el momento de su endurecimiento ni microfisuraciones. En cuanto al sistema endurecedor debe ser adaptado a las condiciones de trabajo: temperatura, duración del bobinado, posibilidad de polimerización, etc. Actualmente existen sistemas que permiten endurecimientos muy rápidos (entre 5 y 7 minutos), o muy lentos, hasta varias horas. También existen resinas fotopolimerizables (que endurecen por exposición a la luz) que pueden ser muy prácticas para ciertas aplicaciones [2].

A continuación se detallan algunos parámetros importantes del proceso y los mecanismos de control de estos parámetros que se aplican en el bobinado por vía húmeda.

SISTEMA DE GUIADO Y TENSIONADO DEL REFUERZO

El equipo de guiado de los hilos desde el roving hasta el mandril es esencial en el proceso de enrollamiento filamentario puesto que provee los medios para controlar la tensión del refuerzo, el contenido de volumen en fibra y la anchura y el espesor de cada pasada. En lo concerniente a la distribución de los rovings se han de tomar las siguientes medidas:

- Las bobinas sobre tubo de cartón deben ser montadas sobre soportes con eje horizontal; éstos deben ser sensiblemente equilibrados y girar sin punto duro, sin lo cual es imposible asegurar a los hilos una tensión homogénea y estable [2].

- La disposición de los soportes debe ser tal que, durante el deslizamiento de los ovillos, los hilos no tengan ninguna posibilidad de cruzarse o frotar los unos sobre los otros.

La tensión es provista al refuerzo mediante mecanismos tipo ojos guía, frenos de tambor, sistemas cortantes, y la propia resistencia que ofrece la resina al paso del refuerzo por el tanque de impregnación. A la salida del tanque de impregnación la tensión del refuerzo oscila entre 18 y 27 N. En la tabla 4.4.4. se presenta un esquema de algunos de estos mecanismos junto con sus principales ventajas y desventajas.

Tabla 4.4.4 Disposiciones para el guiado de hilo de roving

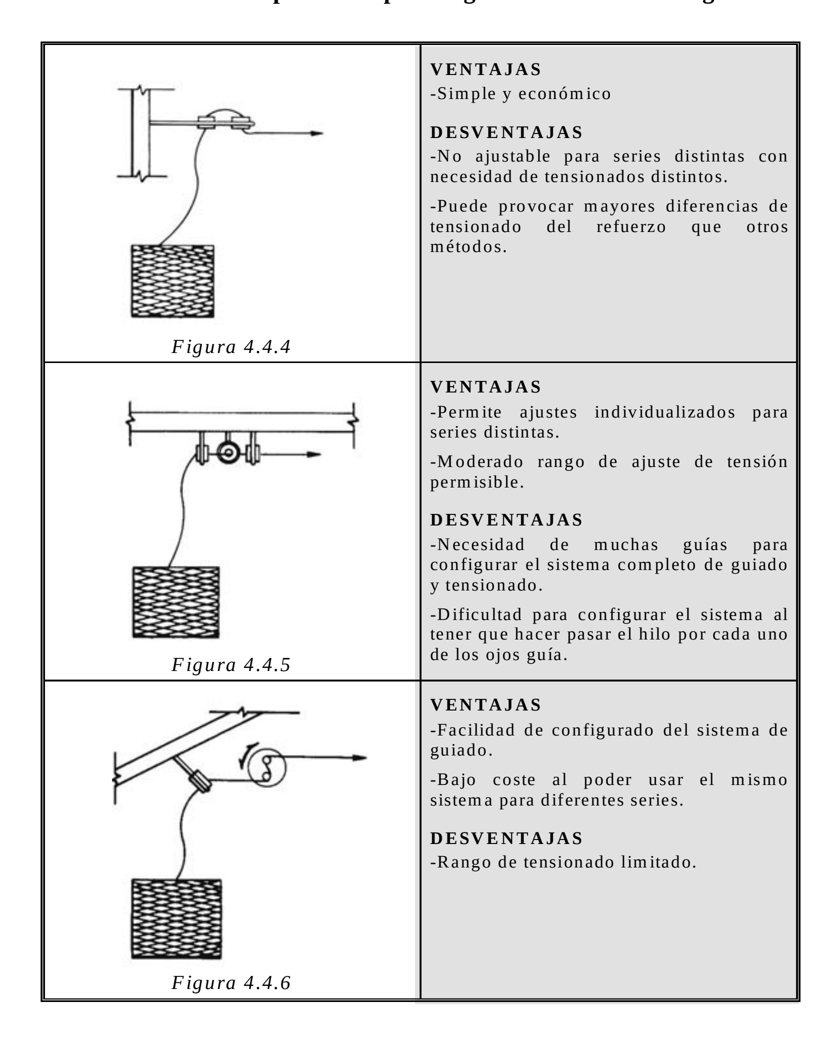


Figura 4.4.4	**VENTAJAS** -Simple y económico **DESVENTAJAS** -No ajustable para series distintas con necesidad de tensionados distintos. -Puede provocar mayores diferencias de tensionado del refuerzo que otros métodos.
Figura 4.4.5	**VENTAJAS** -Permite ajustes individualizados para series distintas. -Moderado rango de ajuste de tensión permisible. **DESVENTAJAS** -Necesidad de muchas guías para configurar el sistema completo de guiado y tensionado. -Dificultad para configurar el sistema al tener que hacer pasar el hilo por cada uno de los ojos guía.
Figura 4.4.6	**VENTAJAS** -Facilidad de configurado del sistema de guiado. -Bajo coste al poder usar el mismo sistema para diferentes series. **DESVENTAJAS** -Rango de tensionado limitado.

El procedimiento normal es el mantenimiento de la tensión del hilo seco en un rango bajo para prevenir la abrasión. La tensión es incrementada mientras el hilo pasa a través del tanque de resina y la barra de alimentación. Con bobinas con devanado interior, sólo con el uso de ojos guía se provee a la fibra de suficiente tensión inicial. Con bobinas con devanado exterior es necesario instalar algún sistema de frenado en cada soporte giratorio para proveer a la fibra de una cierta tensión inicial, aunque es importante indicar que este frenado será variable en función del diámetro del ovillo, con objeto de que la tensión sea constante en todo el refuerzo. Después de la tensión inicial, un número mínimo de guías es usado para dirigir los hilos al tanque de resina. Las guías cerámicas usadas para el manejo de fibras textiles están mejor consideradas que otros materiales, como el acero inoxidable o Teflón. Se recomienda que el recorrido de los rovings entre el ovillo y el recipiente de impregnación sea individual a fin de evitar acaballamientos y nudos, que provocarían atascos y dificultad en la impregnación [4].

SISTEMA DE IMPREGNACIÓN DEL REFUERZO

El diseño del tanque de impregnación depende del número de hilos que están siendo procesados, de la velocidad del proceso, de la viscosidad y del tiempo de gel de la resina, y de si ésta va a ser o no calentada en el tanque de impregnación.

Los mecanismos básicos de impregnación son los que se muestran en las figuras 4.4.7. y 4.4.8.

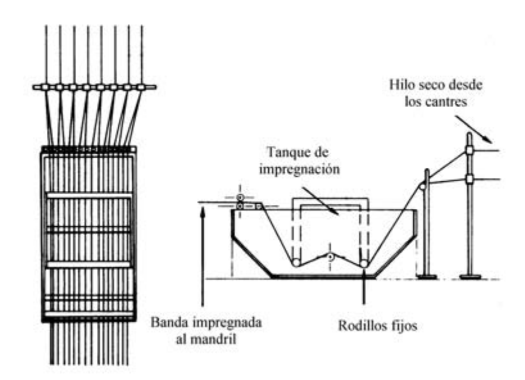


Figura 4.4.7 Tanque de Impregnación mediante rodillos fijos

Las características de este método se detallan a continuación: [4]

-Cada hilo es guiado individualmente a la entrada y a la salida del tanque de forma conveniente para evitar los desplazamientos laterales y las mezclas de hilos procedentes de diferentes rovings.

-Ninguna de las barras guía en contacto con la resina tendrá libre rotación; si fueran giratorias, los trozos rotos, pegados a la resina, provocarían enrollamientos de mechas hasta la ruptura final.

-A su entrada al recipiente se impone a las mechas un obstáculo relativamente acentuado que facilita la exposición de las fibras, aumentando la superficie de contacto con la resina que acelera la impregnación.

-Las barras intermedias en posición variable permiten una regulación de la tensión aplicada a los rovings.

-Se dispone de un sistema de escurrido a la salida del tanque que está situado entre dos planos a nivel, evitando así obstaculizar las mechas, lo que hace que su acción sea independiente de su tensión. Los labios de este sistema de escurrido son de acero inoxidable pulido. Además, la forma y las dimensiones del depósito facilitan la vuelta atrás de la resina escurrida de las mechas.

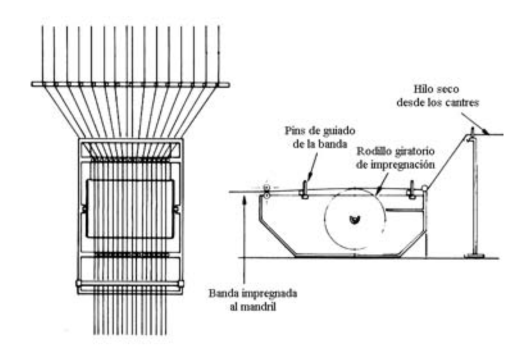


Figura 4.4.8 Tanque de impregnación mediante rodillo semisumergido

-Este sistema de impregnación consiste en el uso de un cilindro semisumergido en el baño de resina y que gira libremente [4]. Las fibras contactan con un arco de su superficie siendo suficiente para impregnarlas. Con este procedimiento se requiere menor escurrido en las mechas, puesto que puede regularse el arco de contacto sobre el rodillo así como la resina que éste arrastra por medio de una cuchilla regulable.

SISTEMAS DE POSICIONAMIENTO DE LA FIBRA IMPREGNADA SOBRE EL MANDRIL

Existen varios métodos para generar la banda de roving impregnada que se deposita sobre la superficie del mandril. Estos métodos se describen gráficamente junto con las ventajas y desventajas que presentan en las tablas anexas. En estas figuras, la barra de alimentación se desplaza a lo largo del útil depositando la banda de fibra impregnada y girando libremente para cambiar el sentido de alimentación. Para conseguir un mejor posicionamiento de la fibra en el mandril la cabeza de la barra de alimentación es guiada mediante control numérico tangente al mandril. De esta forma se consiguen bandas de fibra impregnada más uniformes en espesor, y con mejores valores resistentes [4].

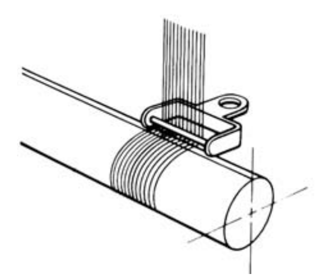


Figura 4.4.9 Banda impregnada generada con barra de alimentación recta

Tabla 4.4.5

CARACTERISTICAS	VENTAJAS	DESVENTAJAS
-El conjunto de hilos impregnados se hace pasar a través de una barra fija que configura la banda y la deposita sobre el mandril. La posición de la barra ha de estar muy cerca del útil.	-Bajo coste. Simplicidad. -Adecuado para bobinados de gran ángulo cercanos a los circunferenciales.	-En bobinados de bajo ángulo de enrollado se producen deslizamientos que estrechan la banda. -En los cambios de sentido se doblan las bandas sobre el mandril.

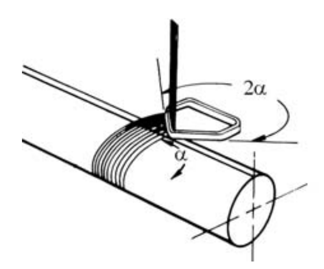


Figura 4.4.10 Banda Impregnada generada con barra de alimentación con curvatura

Tabla 4.4.6

CARACTERÍSTICAS	VENTAJAS	DESVENTAJAS
-La barra de alimentación se curva hasta un ángulo de 2 veces el ángulo de enrollado.	-Bajo coste. Simplicidad. -Se minimiza la acumulación de fibras en bobinados de bajo ángulo.	-Cada barra de alimentación está limitada para bobinados de un único ángulo de enrollado. -No permite el enrollado circunferencial a no ser que el centro de la barra sea suficientemente plano. -El último punto de contacto está tan cerca del mandril como en el caso de una barra recta.

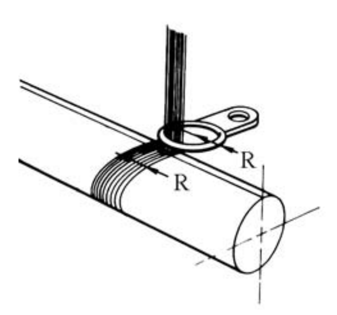


Figura 4.4.11 Banda impregnada generada con barra de alimentación con forma de aro

Tabla 4.4.7

CARACTERISTICAS	VENTAJAS	DESVENTAJAS
-La barra se curva hasta un radio igual o superior a la anchura de la banda.	-Permite un rango amplio de ángulos de enrollado. -Se puede usar la misma barra para una amplia gama de anchuras de banda. -Se puede colocar más cerca del útil que la barra con curvatura. -Útil para el caso de bandas con alta densidad de hilos.	-La densidad de hilos de la banda varía a través de la misma, particularmente para ángulos de enrollado bajos. -Los hilos pueden requerir un amplio espaciado entre ellos antes de entrar en el anillo.

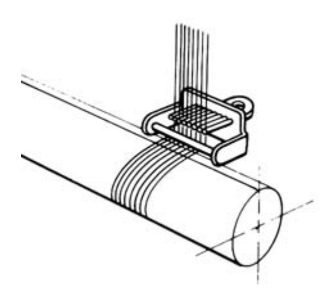


Figura 4.4.12 Banda impregnada generada con peine y barra recta

Tabla 4.4.8

CARACTERISTICAS	VENTAJAS	DESVENTAJAS
-Los hilos son llevados al mandril a través de un peine con dientes muy pequeños, y de una barra recta	-Máxima precisión en el control del ancho de banda y densidad de hilos. -Se minimiza la acumulación de fibras en bobinados de bajo ángulo.	-Gran dificultad para montar el dispositivo de deposición de los hilos sobre el madril. -Lazos o rizos en el hilo pueden no pasar a través de los pequeños dientes del peine. -Un mejor aprovechamiento del dispositivo se obtiene cuando se monta el peine sobre un dispositivo giratorio que permite el cambio de sentido y de dirección al final del mandril. -Variaciones de tensión pueden ocasionar variación en el posicionamiento de la banda.

VELOCIDADES TIPICAS DE ENROLLAMIENTO

Las velocidades típicas de enrollamiento tienen un amplio rango de variación. Algunas máquinas modernas tienen capacidad de enrollar a velocidades cercanas a los 137 m/minuto, aunque esta velocidad se considera excesiva para el bobinado de la mayoría de las piezas que se fabrican mediante enrollamiento filamentario. Un límite superior de velocidad que puede ser más práctico puede estar entre 90 y 100 m/ minuto. Para aplicaciones en las que se usan fibras de carbono y aramida las velocidades típicas de enrollamiento varían entre 15-30 m/minuto [4]. Aunque la polimerización de las estructuras esté hecha a temperatura ambiente o bien con horno, la pieza deberá ser mantenida en constante rotación para evitar escurridos en cresta; su eje deberá estar dispuesto horizontalmente. Se evitarán así las pérdidas de resina. La velocidad de rotación será escogida en función del diámetro de la pieza; si bien debe ser suficientemente elevada para evitar los resbalamientos de resina, no debe provocar la centrifugación de la misma.

4.4.3.2 Procedimiento vía seca

En este caso, el bobinado de las estructuras se realiza a partir de conjuntos, a menudo de poco número de hilos, preimpregnados, de resina de poliéster o epoxi; esta resina contiene todos los ingredientes necesarios para su endurecimiento. Durante la fabricación del preimpregnado, a fin de hacerlo fácilmente manipulable, la resina ha sido llevada a un estado de viscosidad elevada, sea por pre-congelación o sea por evaporación de un disolvente adicionado o preliminar.

De igual forma que en el procedimiento vía húmeda, las mechas son deslizadas por el exterior de las bobinas montadas sobre tubo-soporte, solicitadas y guiadas hasta el dispositivo que asegura la aplicación de la banda sobre el mandril. Cuando el bobinado está terminado, la estructura es sometida a polimerización, como en el caso del moldeo por vía húmeda, bien sea por medio de vacío-horno o autoclave.

El bobinado a partir de mechas preimpregnadas es más fácil que el bobinado por vía húmeda, por el hecho de la supresión del sistema de impregnación.

El sistema de guiado y tensado de las mechas es ligeramente distinto a los que se usan en el procedimiento vía húmeda. En este caso los órganos-guía y de tensado deben ser libres permitiendo su rotación y deben estar construidos en un material tan anti-adherente como sea posible; los mejores resultados han sido obtenidos con metales revestidos de politetrafluoretileno (teflón) [2].

Los sistemas de posicionamiento del refuerzo sobre el mandril son análogos a los comentados para el procedimiento de vía húmeda.

Existen dos tipos de rovings preimpregnados. Los primeros están realizados directamente a partir de hilos base, impregnados de resina, juntados, tratados térmicamente y bobinados. Los segundos son obtenidos por impregnación en condiciones particulares del ovillo de roving entero. En general, la relación fibra/resina se sitúa alrededor de 80/20.

4.4.3.3 Ventajas e inconvenientes de los dos procedimientos

El bobinado mediante el procedimiento **vía seca** presenta las siguientes ventajas y desventajas:

VENTAJAS

1. Gran facilidad de bobinado, ya que los productos son de fácil manipulación y se adhieren bien sobre los mandriles. El trabajo es limpio y existe la posibilidad de realizar formas complejas.
2. Existe la posibilidad de utilizar velocidades de bobinado elevadas ya que son independientes de las velocidades de impregnación. Por lo tanto, las cadencias de producción son también muy elevadas.
3. Máximo aprovechamiento o rendimiento de los materiales empleados, con ausencia prácticamente de deshechos.
4. Alta y constante calidad en todas las piezas.
5. La resistencia mecánica de las piezas fabricadas es en general muy elevada en razón de la excelente impregnación de las fibras.

DESVENTAJAS

1. El precio del material es muy elevado, lo que eleva por tanto el precio final de la pieza. El precio es superior para los preimpregnados realizados a partir de hilo base que para los realizados sobre bobina.
2. El material plantea dificultades de conservación (duración limitada, mantenimiento a baja temperatura) y de transporte.
3. Obligación para la mayoría de los preimpregnados de polimerizar a temperaturas elevadas (150ºC de media), lo que resulta difícil en el caso de grandes piezas.

El bobinado mediante el procedimiento **vía húmeda** presenta las siguientes ventajas y desventajas:

VENTAJAS

1. Gran libertad en la elección del material.
2. Posibilidad de polimerización a temperatura ambiente.
3. El precio particularmente bajo de las materias primas.

DESVENTAJAS

1. La manipulación es relativamente difícil y las posibilidades para realizar formas complejas son muy limitadas.
2. Las velocidades de bobinado están sujetas a velocidades de impregnación.
3. Mediante este procedimiento es más difícil controlar el contenido de volumen en fibra del material fabricado.
4. La resistencia del material es, como término medio, más baja.

Por estas diversas razones, el moldeo a partir de preimpregnados ha sido utilizado sobre todo para las aplicaciones con muy altas solicitaciones para las que el precio suele tener una importancia secundaria, como por ejemplo para aplicaciones aeronáuticas. Al contrario, para aplicaciones en las que el precio es el factor principal, se tiene el recurso del moldeo en fase húmeda.

4.4.3.4 Esquemas de enrollado

Cualquiera que sea el procedimiento escogido para realizar una estructura, el moldeo propiamente dicho consiste en colocar las mechas preimpregnadas sobre el mandril, siguiendo un plan perfectamente definido que se llama esquema de bobinado.

Los tres esquemas básicos o modelos de bobinado son el bobinado helicoidal, bobinado polar o plano y el bobinado circunferencial.

BOBINADO HELICOIDAL

En este modelo de bobinado (figura 4.4.13), mientras el mandril gira continuamente, el sistema de alimentación de fibra avanza adelante y atrás a una velocidad controlada para generar el ángulo helicoidal deseado. Tras la primera pasada las bandas no están posicionadas de forma adyacente, y es necesario realizar un número de pasadas determinado hasta que las fibras comienzan a quedar unas junto a otras. El modelo de bobinado helicoidal se caracteriza por el cruce continuo de fibras en ciertos puntos del mandril. De esta forma una capa del espesor de la pieza está constituida por dos láminas con orientaciones balanceadas ($\pm\theta$).La velocidad de rotación del mandril depende del ángulo de enrollado, de la anchura de la banda y de la longitud total del depósito [1].

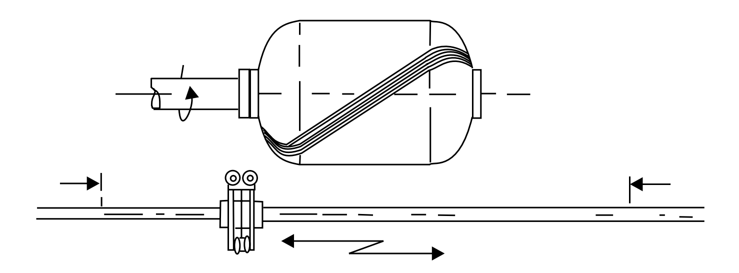


Figura 4.4.13 Bobinado Helicoidal

La ventaja del bobinado helicoidal es la gran versatilidad del proceso. Casi cualquier combinación de diámetro y longitud de pieza pueden ser enrollados mediante este método.

BOBINADO POLAR O PLANO

En este caso la fibra pasa tangencialmente a la apertura polar de uno de los extremos, cambia de dirección y pasa tangencialmente a la apertura del extremo contrario (Figura 4.4.14). Las fibras son provistas por un brazo giratorio que describe grandes círculos entorno al mandril que está inclinado un ángulo igual al de bobinado y que deposita las fibras sobre el mandril de forma plana. Debido a que el mandril está regulado para que gire justamente la anchura de banda, éstas son posicionadas por el brazo giratorio de forma adyacente [1].

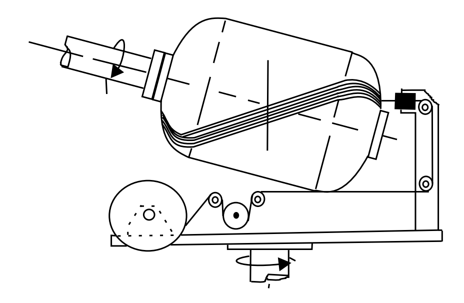


Figura 4.4.14 Bobinado polar o plano

La principal ventaja del bobinado polar es su simplicidad; no existe cambio de sentido del sistema de alimentación y la velocidad de bobinado puede mantenerse regular. La única restricción de este método es la relación longitud-diámetro de la pieza que debe ser menor que 1.8 [1]. Este método es ampliamente usado para el bobinado de estructuras esféricas.

BOBINADO CIRCUNFERENCIAL

El bobinado circunferencial es un tipo de bobinado helicoidal de gran ángulo (90º) (Figura 4.4.15.). Cada rotación completa del mandril hace que el sistema de alimentación de fibra avance una anchura de banda completa.

Los enrollados circunferenciales son usualmente combinados con bobinados longitudinales (helicoidales o polares) con objeto de obtener una estructura balanceada desde un punto de vista resistente. Los enrollados circunferenciales son aplicados a la zona cilíndrica de un depósito cerrado, mientras que los helicoidales o polares son aplicados tanto a la zona cilíndrica como a los fondos o cerramientos extremos del depósito [1].

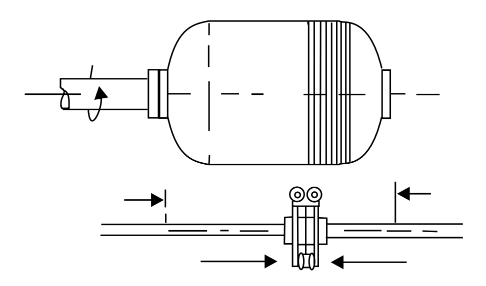


Figura 4.4.15 Bobinado circunferencial

4.4.4 Equipos y utillajes

4.4.4.1 Máquinas de enrollamiento filamentario

El cometido de estas máquinas es realizar los diferentes movimientos que permitirán aplicar las bandas de fibra impregnada sobre el mandril, siguiendo el esquema de bobinado que ha sido previamente determinado. La mayoría de estas máquinas disponen el mandril horizontalmente entre la cabeza y el fondo de la máquina. El sistema de alimentación de fibra avanza a lo largo de la pieza a una velocidad sincronizada con la rotación del mandril para depositar el refuerzo el ángulo de enrollado requerido.

Son pues, más o menos complejas según la dificultad de las estructuras a bobinar, pudiendo ser clasificadas de forma general en dos grupos:

MAQUINAS DE BOBINADO SATELITE O POLAR

En estas máquinas los dos principales movimientos son de rotación:

-Movimiento de rotación del mandril alrededor de su eje de rotación.

-Movimiento de rotación del sistema distribuidor de mechas o del conjunto del sistema que lleva el mandril alrededor de otro eje generalmente concurrente.

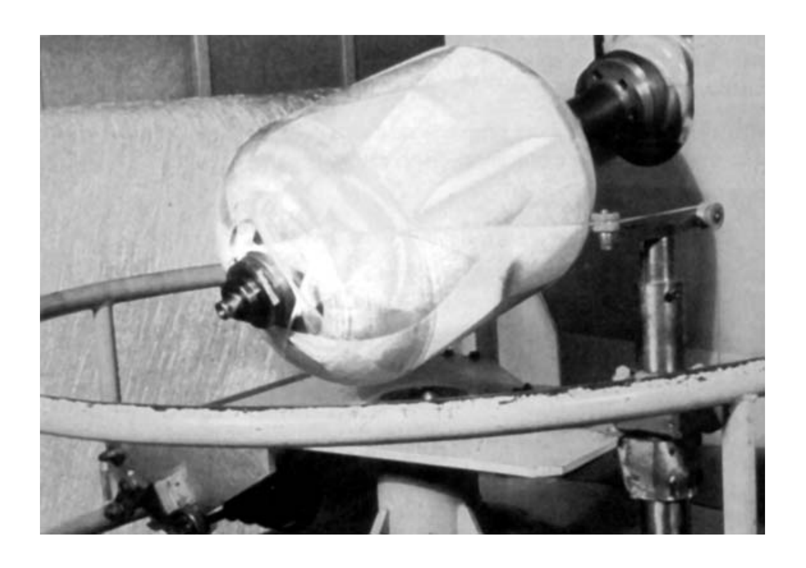


Figura 4.4.16 Bobinado polar o satélite [5]

Las máquinas satélites ofrecen la ventaja de producir un movimiento absolutamente continuo y muy regular. De esta forma se minimizan los efectos inerciales que se pueden ocasionar debidos a cambios de velocidad o cambios bruscos de dirección [4].

La principal desventaja de estas máquinas es que necesitan montar el mandril en puerta falsa por una de sus extremidades. En el caso de piezas de grandes dimensiones, esto conduce a una máquina muy importante si el mandril es conservado en posición horizontal o a disponer de éste último verticalmente, lo que no es deseable en el caso del procedimiento por vía húmeda [2]. Habitualmente estas máquinas trabajan con el mandril en posición vertical que elimina deflexiones debidas al peso y permite una construcción simple del brazo rotatorio de alimentación, aunque este sistema está limitado al procedimiento en fase seca.

Sus posibilidades desde el punto de vista de las formas realizables son igualmente limitadas: se las utiliza sobre todo para distribuir los refuerzos longitudinales (débilmente inclinados con relación al eje de revolución) sobre piezas polares, tales como esferas o depósitos cilíndricos de fondo bombeado. Esta es la razón por la cual se asocia a menudo a estas máquinas un conjunto de bobinado helicoidal/circunferencial capaz de aplicar las pasadas de refuerzo transversales.

MÁQUINAS DE BOBINADO HELICOIDAL

En estas máquinas los dos principales movimientos son:

-El movimiento de rotación del mandril alrededor de su eje de revolución.

-El movimiento de traslación del sistema de distribución de fibra a lo largo de la longitud del mandril.

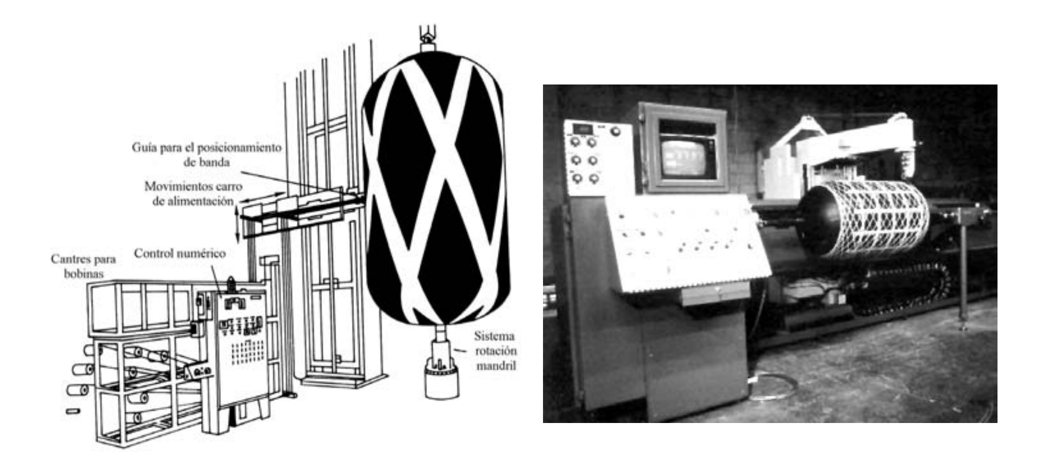


Figura 4.4.17 Máquinas de bobinado helicoidal

La solicitación de las mechas es provocada por el desplazamiento relativo del mandril con relación al sistema distribuidor y que, en consecuencia, es posible conservar uno de los órganos fijo y animar al otro con un movimiento equivalente a dos movimientos compuestos. Cuando las piezas necesitan operaciones de bobinado muy variadas, se pueden asociar a los dos movimientos primarios ya citados, movimientos secundarios capaces de asegurar cualquier posibilidad siguiendo los tres ejes de coordenadas. La máquina que aparece en la figura 4.4.17. tiene 6 grados de libertad controlados mediante control numérico [1]. Cada movimiento puede ser controlado independientemente por microprocesadores que permiten la parada y el movimiento independiente de cada eje. Con 6 movimientos independientes la máquina puede colocar las fibras entorno a esquinas, aperturas, aros, asas, etc.

Las máquinas helicoidales presentan los inconvenientes propios de los movimientos alternativos; aunque son ellas las que ofrecen las posibilidades más extensas, tanto desde el punto de vista de las dimensiones, ya que los mandriles pueden ser soportados en sus dos extremidades, como desde el punto de vista de las formas realizables. En la mayoría de los casos se adopta para el eje del mandril la posición horizontal, lo que reduce los riesgos de pérdida de resina en el caso del procedimiento por vía húmeda y mejora las condiciones de acceso a los diferentes órganos.

Desde el punto de vista constructivo, puede decirse que todas las técnicas han sido utilizadas. Las máquinas destinadas a trabajos simples son la mayor parte del tiempo con mando enteramente electromecánico. Las relaciones de velocidad entre los diferentes movimientos han sido obtenidas mediante cajas de velocidad, reductores, sistemas diferenciales, etc. Las máquinas destinadas a tareas más complejas necesitan, además mandos hidráulicos y casi siempre sistemas electrónicos de programación, dirigiendo simultáneamente todos los movimientos con gran precisión.

Con la llegada de la robótica, los autómatas programables han irrumpido en el enrollamiento continuo. Se han desarrollado robots que poseen gran cantidad de grados de libertad y que, controlados mediante autómatas, permiten el posicionado del refuerzo sobre el mandril de forma precisa y sobre configuraciones con alto nivel de dificultad.

4.4.4.2 Mandriles o moldes para el proceso de enrollamiento filamentario

Los mandriles de bobinado deben responder a las siguientes exigencias: [2]

-Deben ser idénticos al perfil y a las dimensiones de las piezas a moldear. Además deben ser dimensionalmente estables y deben tener un coeficiente de expansión apropiado para el refuerzo usado.

-Deben ser suficientemente resistentes para soportar su propio peso y para soportar los esfuerzos ejercidos por el bobinado bajo tensión y las contracciones de polimerización sin deformarse.

-No deben ser demasiado pesados, lo que ocasionaría problemas de rendimiento de máquinas y manipulación.

-Deben ser capaces de soportar las condiciones de polimerización de las resinas, tanto desde el punto de vista químico como desde el punto de vista térmico.

-Deben estar diseñados para facilitar el desmoldeo sin perjudicar a las piezas.

-El coste debe ser apropiado al valor del componente fabricado, y al número de piezas que se van a fabricar con ese útil.

MATERIALES HABITUALMENTE USADOS PARA LA CONSTRUCCION DE MOLDES

Para el bobinado de piezas no estructurales y con pocos requerimientos dimensionales además de para la fabricación de prototipos se usan mandriles de cartón, madera o resina epoxi. Para la fabricación de piezas de altos requerimientos estructurales y dimensionales se usan mandriles de acero diseñados para un uso prolongado de los mismos en condiciones adversas de temperatura, carga y polimerización.

Para el caso de aplicaciones que polimerizan en horno (en torno a 315ºC) se usan mandriles de grafito por su bajo coeficiente de expansión térmica.

En el caso de depósitos contienen gases a presión se usan revestimientos metálicos debido a que los materiales compuestos son muy porosos a altas presiones. Estos revestimientos metálicos pueden servir como moldes para el bobinado de la capa exterior del depósito.

Existen algunas aplicaciones, como las carcasas de los motores de cohetes espaciales y algunos depósitos, que tienen áreas muy reducidas en los extremos, por lo que resulta difícil el desmoldeado de la pieza. En estos casos se usan materiales para construir los mandriles que sean fácilmente rompibles, solubles o disgregables. Entre estos materiales tenemos: mandriles de arena soluble en agua, mandriles destructibles en yeso, mandriles de yeso soluble, mandriles de sal soluble o fundible y mandriles fundibles en aleaciones metálicas de muy bajo punto de fusión.

TIPOS DE MANDRILES

1. **Mandriles Desmontables en Aleación Ligera:** Su realización es muy delicada y su precio elevado. Sus desmontajes y montajes necesitan un cierto tiempo, en cambio son precisos, resistentes y ligeros. Se utilizan preferentemente para las fabricaciones de series importantes.

2. **Mandriles destructibles en yeso:** Son moldeados, fabricados y tratados en superficie. Se usan para aplicaciones de gran diámetro. Se necesitan refuerzos interiores para que soporten la presión del bobinado. Se les extrae rompiéndolos por el interior, aunque algunas veces la rotura puede ser complicada y puede causar daños a la pieza. Se suelen incluir cadenas embebidas en el mandril para facilitar la rotura del mismo. Son utilizados para piezas complejas y siempre en series limitadas.

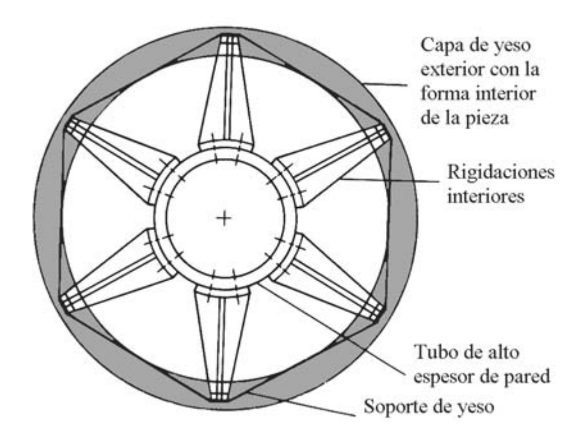


Figura 4.4.18 Sección de un mandril destructible de yeso

3. **Mandriles fundibles en aleaciones metálicas:** Estos mandriles son muy pesados por la alta densidad de los materiales y suelen deformarse por creep ante moderadas tensiones de enrollado. Están limitados para depósitos pequeños del orden de 0.3 m de diámetro por 0.3 m de longitud.
4. **Mandriles de arena solubles en agua:** Se usan para piezas de diámetro superior a 1.5 m y para series limitadas. Se disuelven rápidamente en agua caliente. La más importante limitación es su baja resistencia a compresión.
5. **Mandriles de sal fundible:** Para diámetros de pieza superiores a 0.6 m son más adecuados que los mandriles de aleaciones de bajo punto de fusión, y además son fácilmente extraibles.
6. **Mandriles Inflables:** Estos moldes no son adecuados cuando sea necesario resistir cargas de torsión. Una técnica para mejorar la resistencia a torsión es rellenar el mandril con arena y aplicar vacio. Existen piezas con formas cóncavas con curvatura entrante que no pueden ser obtenidas mediante enrollamiento continuo. Un posible método para obtener estas formas es la transferencia de la pieza todavía sin curar a un molde cerrado y hacerla polimerizar con la forma cóncava gracias al conformado mediante molde inflable.

El escoger una u otra de estas soluciones es, ante todo, función del tipo de pieza a realizar, de la cantidad y del coste.

En la figura 4.4.19 se muestra la relación entre el diámetro y el espesor de pared de un mandril para la fabricación de un depósito a presión, con dos presiones distintas, en el que se supone que la presión que debe soportar el mandril durante el bobinado es el 20% de la presión interior del depósito y se plantea como requerimiento el que el desplazamiento radial sea igual o inferior a 0.5 mm. La figura muestra la solución para depósitos de distintos diámetros interiores y mandriles fabricados con distintos materiales [4].

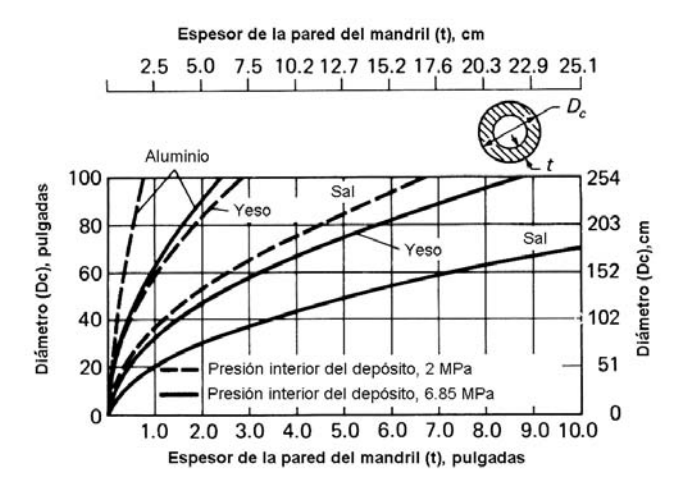


Figura 4.4.19 Relación entre el diámetro y el espesor de pared de un mandril de un depósito a presión fabricado con distintos materiales

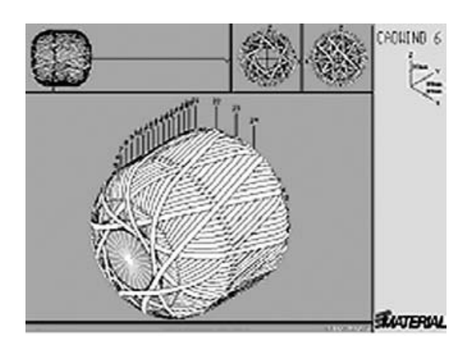
4.4.5 Simulación del proceso

La tecnología del enrollamiento continuo ofrece uno de los más altos grados de automatización en cuanto a impregnación, posicionamiento y orientación de fibras en el material compuesto. En la actualidad existen programas de simulación que permiten calcular los ángulos de enrollamiento y colocación de la fibra en el mandril dado un requerimiento de resistencia. De esta forma permiten la optimización de la colocación de la fibra calculando los recorridos geodésicos o de menor distancia y consiguiendo así una reducción de peso. El programa también puede tener en cuenta la fricción entre la fibra y el mandril por lo que puede calcular recorridos de enrollamiento no geodésicos permitiendo ángulos de enrollamiento distintos en diferente regiones de la pieza. Así, en piezas como por ejemplo mástiles, se puede conseguir con este método diferentes valores de rigidez en diferentes secciones.

Con estos sistemas de simulación se puede llegar a economizar hasta un 30 % de material y un 70 % de tiempo. Además estos programas generan las instrucciones necesarias para que la máquina de enrollamiento realice la operación tal y como se ha simulado, asegurando el posicionamiento de la fibra, una tensión uniforme. y la impregnación definida. El programa controla también los movimientos de la máquina suavizándolos pero siempre aprovechando las mayores velocidades y aceleraciones que permite ésta para reducir el tiempo de producción.

En la figura 4.4.20 se muestra un ejemplo de uno de estos programas comerciales donde se pueden apreciar la simulación de un depósito (izda) y un mástil (dcha)

Estos programas de simulación pueden ir ensamblados a programas de elementos finitos que permiten estudiar las deformaciones producidas en la estructura laminada permitiendo realizar estudios previos de diferentes configuraciones.



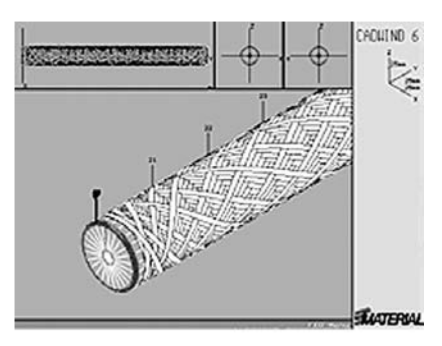


Figura 4.4.20 Programa de simulación de enrollamiento continuo

4.4.6 Normativa asociada al proceso

A continuación se listan una serie de normas ASTM relacionadas con el proceso de enrollamiento continuo y la evaluación de la calidad de las piezas fabricadas mediante este proceso.

Referencia ASTM	Descripción
D2290	Determinación de la resistencia aparente de piezas tubulares de plástico reforzado.
D2291	Fabricación de aros de ensayo de composites reforzados con fibra de vidrio.
D2585	Preparación y ensayo resistente de depósitos a presión fa bricados por enrollamiento continuo.
D2586	Resistencia a compresión hidrostática de cilindros de plásti cos reforzados con vidrio.

Referencias

1. P. Antequera, L. Jiménez, A. Miravete. *"Los Materiales Compuestos de Fibra de Vidrio"* (pp109-114)

2. J. Manso. *"Consideraciones sobre la tecnología y posibilidades del Filament Winding"* IV Jornadas de Materiales Compuestos. Universidad de Zaragoza.

3. *Engineered Materials Handbook (Vol. 1)* Composites (pp 503-517) ASM International.

4. *Engineered Materials Handbook (Vol. 2) Engineered Plastics* (pp 368-377) ASM International.

5. George Lubin. *Handbook of Composites* (pp 449-478) Van Nostrand Reinhold.

6. Karen Fisher. *"Filament winding with heavy towpreg"* (pp 31-38) May/June 1996. High-Performance Composites.

7. Kurt Olofsson. *“Manufacturing analysis of wet filament wound pipes and pressure vessels”*. SICOMP Technical Report 93-006 Swedish Institute of Composites (SICOMP).

8. Kurt Olofsson, Peter Gudmundson, L. Anders Strömbeck.*“Process Simulation of wet Filament Winding and curing of thick walled cylinders”*.SICOMP Technical Report 91-027 Swedish Institute of Composites (SICOMP).

9. Kurt Olofsson, Runar Långström, Sive Lindmark. *“Process optimization for filament winding”* Final Project Report.SICOMP Technical Report 94-008 Swedish Institute of Composites (SICOMP).

10. Ashton, Larry J., Huntsman, Steven D., Allman, Michael G., Strong, A. B. *“Filament winding of composite isogrid fuselage structures”* 1991, p. 19-32. Composites in manufacturing. Dearborn, MI, Society of Manufacturing Engineers.

11. Bowen, D. H. (Atomic Energy Research Establishment) *“Developments in filament winding technology”*. Mechanical Engineering Publications, Ltd., 1983, pp.33-36.

12. D. Perreux, E. Joseph *“The effect of frequency on the fatigue performance of filament wound pipe under biaxial loading experimental results and damage model”* Composites Science and Technology: 1997, Vol. 57, Iss. 3, pp. 353-364.

13. Jones, D.T., Jones, I.A. and Middleton, V. *“Improving composite lay-up for non-spherical filament-wound pressure vessels”* Composites Part A: 1996, Vol. 27, Iss. 4, pp. 311-317.

14. Wild, P.M. and Vickers, G.W. *“Analysis of filament-wound cylindrical shells under combined centrifugal, pressure and axial loading”* Composites Part A: 1997, Vol. 28, Iss. 1, pp. 47-55.

15 Ellyin, F., Carroll, M., Kujawski, D. and Chiu, A.S. *“The rate-dependent behaviour of ±55° filament-wound glass-fibre/epoxy tubes under biaxial loading”* Composites Science and Technology: 1995, Vol. 55, Iss. 4, pp. 391-403.

16. Gramoll, K. and Ramaprasad, S. *“Effects of band weaving on fiber strength in filament-wound composite structures”* Composites Part B: 1995, Vol. 5, Iss. 4, pp. 363-373.

17. F. Ellyin, M. Carroll, D. Kujawski, A.S. Chiu *“The behaviour of multidirectional filament wound fibreglass/epoxy tubulars under biaxial loading”* Composites Part A: 1997, Vol. 28, Iss. 9-10, pp. 781-790.

18. Al-Khalil, M.F.S., Soden, P.D., Kitching, R. and Hinton, M.J. *“The effects of radial stresses on the strength of thin-walled filament wound GRP composite pressure cylinders”* International Journal of Mechanical Sciences: 1996, Vol. 38, Iss. 1, pp. 97-120.

19. Oral, S. and Ider, S.K. *“Coupled rigid-elastic motion of filament-wound composite robotic arms”* Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering: 1997, Vol. 147, Iss. 1-2, pp. 117-123.

20. D Cohen *“Influence of Filament Winding Parameters on Composite Vessel Quality and Strength.”* Composites Part A: 1997, Vol. 28, Iss. 12, pp. 1035-1047.

21. A Banerjee, SC Mantell, L Sun *“Model and experimental study of fiber motion in wet filament winding.”* Composites Part A: 1998, Vol. 29, Iss. 3, pp. 251-263.

22. XK Sun, SY Du, GD Wang *“Bursting problem of filament wound composite pressure vessels”* International Journal of Pressure Vessels and Piping: 1999, Vol. 76, Iss. 1, pp. 55-59

23. J Rousseau, D Perreux, N Verdiere *“The influence of winding patterns on the damage behaviour of filament-wound pipes”* Composites Science and Technology: 1999, Vol. 59, Iss. 9, pp. 1439-1449.

24. J Rousseau, D Perreux, N Verdiere *“The influence of winding patterns on the damage behaviour of filament-wound pipes”* Composites Science and Technology: 1999, Vol. 59, Iss. 9, pp. 1439-1449.

25. Frank Haupert, Chaogang Chen, Kalus Friedrich *“Manufacturing of thermoplastic composite parts by combined filament winding and injection molding”* Proceedings of ICCM10, Volume III, pp 381-388.

26. H. Liu, N. Tai, W. Chen *“Investigation on the fabrication of composite materials prepared through filament winding”* Proceedings of ICCM10, Volume III, pp 461-468.

27. M. Duvall, K. Ramani *“In-situ composite manufacture using an electrostatic spray process and filament winding”* Proceedings of ICCM10, Volume III, pp 469-476.

28. M. Kuperman, E.S. Zelenskii *“Method of glass reinforced plastics winding from virgin glass monofilaments”* Proceedings of ICCM10, Volume III, pp 477-484.

29. L. Sun, S.C. Mantell, D. R. Cohen *“Resin flow and compaction in filament wound cylinders”* Proceedings of ICCM10, Volume III, pp 189-196.

30. D.R. Cohen, Y.T. Toombes, A.K. Johnson, M.F. Hansen *“Experimental investigation into the influence of filament winding parameters on composite vessel quality and strength”* Proceedings of ICCM10, Volume III, pp 173-180.

LISTA DE VARIABLES

a	longitud de grieta
a_{ijkl}	módulos elásticos
A	parámetro del material Gurson-Tvergaard
A	superficie de grieta
A	matriz de rigidez de tensión plana
A_{ij}	componentes de la submatriz de rigidez A de un laminado
b	exponente de endurecimiento isótropo del material
B	parámetro del material Gurson-Tvergaard
B	matriz de acoplamiento tensión plana-flexión
B_{ij}	componentes de la submatriz de rigidez B de un laminado
b	anchura de una viga
c	contenido de humedad en la lámina
C	parámetro del material de crecimiento de grieta según la ley de Paris
C_{ij}	componentes de la matriz de rigidez del material según la ley de Hooke
d	diámetro del agujero donde se aloja el tornillo
d	longitud de microcelda
D	diámetro
D	matriz de flexión
D	variable de daño
D	difusividad
D_c	diámetro del mandril
D_{ij}	componentes de la submatriz de rigidez Dde un laminado
D_s, D_n	variables de daño en cortadura y tensión
D_{ij}, D	componentes y tensor de segundo orden de daño anisótropo
D_{ijkl}	componentes del tensor de cuarto orden de daño anisótropo
D_c	daño crítico asociado a la aparición de la grieta
D_{lc}	daño crítico en tensión pura
e	espesor
e	distancia al borde libre en una unión
$\dot{e}$	tasa de energía interna específica
E	módulo de Young

E_i	módulo de rigidez en direcciones principales
E_F	módulo de rigidez de la fibra
E_M	módulo de rigidez de la matriz
E_s	esfuerzo específico de aplastamiento
E_i	módulo de rigidez en direcciones principales
E_{TR}	módulo de rigidez en dirección de la trama
E_{UR}	módulo de rigidez en dirección de la urdimbre
E_T	módulo tangente elastoplástico
$\tilde{E}$	módulo efectivo dañado de elasticidad, $\tilde{E}^{+}$ en tensión, $\tilde{E}^{-}$ en compresión
f	función de fluencia
$\vec{f}$	fuerza sobre un cuerpo
F	fuerza
F	función potencial de disipación
F_D	función potencial de daño
F_{XY}^{*}	término de interacción normalizado
$\vec{g}$	función deformación-tensión
g	vector de discontinuidad de tasa de deformación
G	tasa de relajación de energía de deformación
G	ratio de saturación de humedad
G_c	tenacidad del material
G_i, G_{ij}	módulo de rigidez a cortadura
G_F	módulo de rigidez a cortante de la fibra
G_M	módulo de rigidez a cortante de la matriz
h	parámetro de cerramiento de grieta
h	espesor de una placa
h	altura de una viga
H	microdureza
H	función de Heaviside
H_{ijkl}	componentes tangentes de la matriz de rigidez elasto-plástica
i	intensidad eléctrica
I	inercia de una viga
I_{kl}	componentes del tensor identidad de segundo orden
I_{ijkl}	componentes del tensor identidad de cuarto orden
J	inercia de una viga
	tasa específica de energía interna
K	factor de intensidad de tensión
K	permeabilidad
K_1	factor del método de fabricación
K_2	factor de comportamiento químico
K_3	factor de temperatura
K_4	factor del número de ciclos
K_5	factor de envejecimiento
K_i	conductividad térmica capa i
K_s	factor de forma

K_p	parámetro cíclico de plasticidad del material
K_v	parámetro material de fluencia
K_∞	parámetro material de viscosidad
K_{uj}	curvatura
L	longitud de una viga
l	longitud de solape en uniones
l	longitud del elemento de mesovolumen
m	coseno director
m	masa
m_o	masa de humedad
m	masa de material seco
M	momento flector
M	punto material
M	exponente material de endurecimiento por deformación
M_i	componentes del vector de momentos por unidad de longitud
M_m	máximo contenido de humedad
n	coseno director
n	número de defectos
n	exponente de viscosidad del material
$\vec{n}$	vector normal unitario
N	número de ciclos
N	carga máxima a pandeo
N	exponente material de fluencia de Norton
N_i	componentes del vector de esfuerzos
N_R	número de ciclos hasta rotura
p	presión
p	distancia entre filas de agujeros
p	deformación plástica acumulada
p_D	deformación plástica de umbral de daño
p_x	potencia de las fuerzas externas específicas
P	porosidad
$\vec{q}$	vector de flujo de calor
Q	esfuerzo cortante
Q	tasa de entrada de calor
Q_{ij}	Componentes de la matriz de rigidez en tensión plana según la ley de Hooke
Q_{ij}	Componentes de la matriz de rigidez de un lámina en direcciones principales
$\overline{Q}_{ij}$	Componentes de la matriz de rigidez de un lámina en direcciones principales
r	resistividad
r	deformación de endurecimiento isótropo
R	radio
R	variable de tensión de endurecimiento isótropo
R	relación resistencia – tensión, o coeficiente de seguridad

R_∞	parámetro material de endurecimiento isótropo
R_o, R_a	rigidez
R_v	función de triaxilidad
s	entropía específica
s	superficie de grieta
S	área seccional
S_D	área seccional dañada
S_b	resistencia a la compresión local
S	resistencia a cortadura en el plano
S	parámetro material dañado de resistencia
S_{ij}	Componentes de la matriz de flexibilidad en tensión plana según la ley de Hooke
S_{ij}	Componentes de la matriz de flexibilidad de un lámina en direcciones principales
$\overline{S}_{ij}$	Componentes de la matriz de flexibilidad de un lámina en direcciones principales
t	espesor de una placa
t	tiempo
T	temperatura
T_{fill}	tiempo de llenado
$\vec{u}$	vector de desplazamiento
u_f	velocidad del frente de flujo
u_b	velocidad superficial
v	velocidad de onda
V	potencial electrico
V	volumen
V_f	volumen de fibra
w	anchura
w_e	densidad de energía de deformación elástica
	densidad de energía elástica complementaria
W_e	energía de deformación elástica de un cuerpo
W	peso del material húmedo
W^o	peso del material seco
x	coordenada
X	Resistencia a tracción en dirección 1
X'	Resistencia a compresión en dirección 1
X, $\mathrm{X}_{\mathrm{ij}}^{\mathrm{D}}$	variable de tensión de endurecimiento cinemático unidimensional y componentes del tensor de segundo orden
X_∞	parametro material de endurecimiento cinemático
Y	tasa de relajación de densidad de energía de deformación
Y	Resistencia a tracción en dirección 2
Y'	Resistencia a compresión en dirección 2

Y_s, Y_n	tasa de relajación de densidad de energía de deformación en cortadura y tracción
Y_{ijkl}	componentes del tensor de tasa de relajación de densidad de energía de deformación
Y_c	tasa crítica de relajación de densidad de energía de deformación en la rotura
z_i	Posición de la superficie superior de la lámina i en un laminado.
α	constante de absorción de energía de radiación
α, α_{ij}	variable de endurecimiento cinemático unidimensional y componentes del tensor
α_i	coeficiente de expansión térmica
β_i	coeficiente de expansión por efecto de la humedad
	parámetro material de endurecimiento cinemático no-lineal
δ	desplazamiento
Δ	amplitud
ΔE_n	energia de activación del sistema sin curar
ΔT	gradiente de temperatura
ε	propiedad de radiación de una superficie
ε , ε_{ij} , $\boldsymbol{\varepsilon}$	deformaciones totales uniaxial y tensorial
ε_e , ε_{ij}^e , $\boldsymbol{\varepsilon}^e$	deformaciones elásticas uniaxial y tensorial
ε_p , ε_{ij}^p , $\boldsymbol{\varepsilon}^p$	deformaciones plásticas uniaxial y tensorial
ε_H^e	deformación elástica hidrostática
ε_{eq}	deformación total equivalente
ε_{pD}	deformación de rotura
ξ_i	funciones utilizadas en la teoría de cortadura de orden superior
ν	viscosidad
η	exponente material de crecimiento de grieta de Paris
ν_{Tg}	viscosidad a temperatura de transición vítrea
γ_{SL}, γ_{SG}, γ_{LG}	Energía superficial asociada (estudio interfase fibra-matriz)
ϕ	disipación
ϕ	porosidad
ϕ	ángulo de cono en un silo
γ_{ij}	deformación a cortante
λ	coeficiente de elasticidad de Lamé
$\dot{\lambda}$	multiplicador plástico
μ	coeficiente de elasticidad de Lamé en cortadura
ν	coeficiente de Poisson
ν^*	coeficiente de Poisson elastoplástico

w, w_{ij}, w_{ijkl}	variables de daño volumétricas escalar y tensoriales
ρ	densidad de masa
θ	ángulo de una lámina no orientada respecto a los ejes de referencia
θ	ángulo de unión por ensamblaje
σ	constante de Stefan-Boltzmann
$\sigma, \sigma_{ij}, \sigma$	tensiones uniaxial y tensoriales
$\sigma^{\mu}, \sigma^{\mu}_{ij}, \sigma\mu$	tensiones a microescala
σ_H	tensión hidrostática
σ^D_{ij}, σ^D	tensor desviador
σ_{eq}	tensión equivalente de von Mises
σ^*	tensión dañada equivalente
$\tilde{\sigma}, \tilde{\sigma}_{ij}, \tilde{\sigma}$	tensiones efectivas unidimensional y tensoriales
σ_f	tensión límite en fatiga
σ_y	tensión límite de fluencia
σ_b	carga de compresión local
σ_s	tensión umbral de plasticidad
σ_u	tensión última
σ_R	tensión de rotura
ω	frecuencia natural
ψ	energía libre especifica de Helmholtz
ψ_i	giros

ÍNDICE TEMÁTICO

3D braided fabrics 1202
3D weaving 1196
3D weaving (análisis) 1211
3D woven fabrics 1200

A

ABS 87
Absorción de energía 629
Acción de los rayos del sol 493
Acción del tiempo atmosférico 493
Adhesivos 143
Adhesivos acrílicos 146
Adhesivos de epoxi 147
Adhesivos de poliuretano 148
Aditivos 107
Afloramiento de fibras 767
Algoritmos genéticos 1283
Agujero circular 546
Agujero elíptico 567
Amolado de SMC 660
Ampollas 765
Aplastamiento progresivo 630
Aplicaciones aeronáuticas 1311
Aplicaciones en el automóvil 1321
Aplicaciones en la competición 1347
Aplicaciones en construcción 1336
Aplicaciones en la electrónica 1350
Aplicaciones en energía 1333
Aplicaciones de espacio 1318
Aplicaciones en la industria del petróleo 1341
Aplicaciones en la industria química 1344
Aplicaciones marinas 1327
Aplicaciones militares 1330
Aplicaciones en el transporte terrestre 1323
Areas pegajosas 767
Arrugas 764,776
Autoclave 697

B

Barreras frente al fuego 535
Bismaleimida 80
BMC 76, 868
Bobinado circunferencial 745
Bobinado helicoidal 744
Bobinado polar 745
Borde libre 592

Braiding 1193
Braiding (análisis) 1209

C

Cabezal de pistola de proyección 805
Cambios de tono 164
Cargas 106
Carbonatos 107
Caucho 97
Centrifugación 818
Ceras 799
Ciclos ambientales 513
Ciclos de curado 688
Codificación 1284
Coeficiente de conductividad térmica 488
Coeficiente de expansión térmica 488
Coeficientes reales de expansión plana 229
Coeficientes de seguridad 253
Colocación automática 705
Color no uniforme 767
Comportamiento a fatiga 606
Comportamiento a fuego 525
Compresión de vigas 261
Compresibilidad (RTM) 917
Concentración de tensiones 544
Condiciones climáticas 492
Contenido máximo de humedad 501
Contracción de subíndices 182
Constantes ingenieriles 189
Contracción del tensor de tensiones 182
Control de calidad 1045
Control de acondicionamiento 1066
Control de BMC 1061
Control de fibras 1047
Control de fluencia 1167
Control de fractura interlaminar 1104
Control de interfase 1062
Control de inyección 1302
Control de piezas acabadas 1169
Control de prepregs 1057
Control químico de la resina 1055
Control de relajación 1167
Control de sándwiches 1137
Control de SMC 1061
Control de viscosidad 1055
Controladores borrosos 1297
Convergencia 1286
Cortadura interlaminar 271
Corte 1025
Cosido 1199
Criterio de rotura cuadrático 245
Criterio de rotura de máxima tensión 243
Criterio de rotura de máxima deformación 243
Criterios de elección de materiales 110
Cuarteado 766
Curado mediante aceite caliente 724
Curado en autoclave 697
Curado mediante barra de electrones 725
Curado en horno 723
Curado mediante inducción 725
Curado mediante lámparas 724
Curado mediante microondas 724
Curado mediante vapor 724

D

Daño anisótropo 460
Daño dúctil 416
Daño frágil 415
Daño en interfases 470
Daño interlaminar 417
Daño intralaminar 417
Daño por fatiga 416
Daño por termofluencia 416
Darcy (ley) 959
Deformaciones higrotérmicas 230
Depósitos horizontales (análisis) 281
Depósitos verticales (análisis) 296
Desconchado 765
Desmoldeante 799
DGEBA 49
Difusividad másica 503
Distribución de humedad 495
Distribución de temperatura 495
Documentación de daños y defectos 1165

E

Efecto borde libre 592
Efectos higrotérmicos 218
Elastómeros 96
Elastómeros termoplásticos 100
Elementos de una red neuronal 1258
Emisión acústica 1162
Enrollado de tubos 715
Enrollamiento filamentario 728
Ensayos 1045
Ensayos de acondicionamiento 1066
Ensayos de BMC 1061

Ensayos de compresión 1082
Ensayos de cortadura interlaminar 1093
Ensayos de cortadura plana 1087
Ensayos de corrosión 1068
Ensayo de densidad 1068
Ensayos de dureza 1167
Ensayos de envejecimiento 1066
Ensayos de fatiga 1098
Ensayos de fibras 1047
Ensayos de flexión 1078
Ensayos de fluencia 1167
Ensayos de fractura interlaminar 1104
Ensayos de impacto 1126
Ensayos de interfase 1062
Ensayos de matrices 1052
Ensayos no destructivos 1146
Ensayos de piezas acabadas 1169
Ensayo de porcentaje de fibra 1069
Ensayos de prepregs 1057
Ensayo químico de la resina 1055
Ensayos de relajación 1167
Ensayos de sándwiches 1137
Ensayos de SMC 1061
Ensayos de tracción 1072
Ensayos de viscosidad 1055
Ensimaje 23
ERCOM (proyecto) 661
Espumas 131
Espuma de poliestireno 137
Espuma de poliuretano 135
Espuma de PVC 134
Esferas (análisis) 310
Estampación de termoplásticos 1009
Esteres de celulosa 88
Esteres cianato 55
Estrellado 766
Estructuras cilíndricas 280

F

Falta de brillo 767
Fatiga 606
Fatiga de fibra de aramida 625
Fatiga de fibra de carbono 619
Fatiga de fibra de vidrio 614
Fibras de aramida 15
Fibras de boro 35
Fibras de carbono 4
Fibras de carburo de silicio 37
Fibras de cuarzo 39
Fibras metálicas 41
Fibras ópticas 1162, 1471
Fibras de PBO 13
Fibras de PBZT 13
Fibras de polietileno 18
Fibras de vidrio 19
Flexibilidad (matriz) 183
Flexión de laminados no simétricos 215
Flexión de laminados simétricos 213
Flexión de placas 314
Flexión de vigas 265
Fluidos electro-reológicos 1479
Fractura translaminar 420
Frecuencias de vibración 274
Función de idoneidad 1284

G

Gel coat 157, 492
GMT 1009
Gramaje 25
Grietas 766

H

Holografía acústica 1161
Holografía óptica 1161
Hooke (ley) 181
Humedad condicionada acelerada 505

I

Impregnabilidad 100
Inclusión 563
Insertos (RTM) 926
Insonorización 494
Integridad estructural 526
Interfase 100
Interferometría 1150
Invariante 205
Inyección de termoestables 877
Inyección de termoplásticos 997
Irons (teoría) 236

K

Knitted 3D fabrics 1201

L

Lámina 195
Laminado 211
Lógica borrosa 1293
LPRIM 993
Lubrificantes 107

LL

Llenado del molde (RTM) 948

M

Madera de balsa 130
Mala adherencia al molde 165
Mandril 749
Máquinas de bobinado helicoidal 747
Máquinas de bobinado satélite o polar 746
Mat 26
Materiales compuestos activos 1467
Materiales compuestos carbón/carbón 1405
Materiales compuestos de matriz cerámica 1425
Materiales compuestos de matriz cementítica 1447
MCMM con fibras de boro 1365
MCMM con fibras cortas cerámicas 1396
MCMM con fibras de CSi 1373
MCMM con fibras de grafito 1382
MCMM con fibras de OAl 1391
MCMM con fibras cortas de Si 1393
MCMM con fibras de Tungsteno 1392
MCMM con matriz de Al 1398
MCMM con whiskers 1396
Materiales con memoria 1481
Mecánica del daño 414
Mecanizado 1018
Medida empírica del daño 433
Menbranas (análisis) 280
Método de los elementos finitos 389
Microesferas 107
Modelo de retropropagación del error 1260
Modos de fallo de un sándwich 340
Moiré (interferometría) 1150
Moldeo de compounds 853
Moldeo por contacto a mano 755
Moldeo por estampación de termoplásticos 1009
Moldeo por inyección de termoestables 877
Moldeo por inyección de termoplásticos 997
Moldeo por prensa 845
Moldeo por proyección simultánea 803
Moldeo por pultrusión 825
Moldeo por transferencia de resina 907
Moldes 783
Moldes (RTM) 935

N

Neurona artificial 1255
Neuronas biológicas 1254
Nido de abeja 115
Nido de abeja de aluminio 122
Nido de abeja de aramida 127
Nido de abeja de papel 129
Nido de abeja de polipropileno 127
Notación abreviada 181
Novolacas 51
Núcleos (sándwich) 113
Núcleos (RTM) 925

O

Ojos de pez 162
Optimización de laminados 1288
Optimización de una parrilla 1271

P

PAI 83
Pandeo de estructuras cilíndricas 308
Pandeo de un tubo a flexión 274
Pandeo de vigas 261
PEEK 83
Permeabilidad (RTM) 920
PEI 83
Pérdida al fuego 1168
Phoenix (proceso) 664
Picaduras 765
Pirólisis de SMC 667
Plasticidad 447
Plásticos fluorados 93
Pigmentos 107
Pistola de proyección 805
Placas (análisis) 314
Poliamida (PA) 90
Policarbonato (PC) 92

Policloruro de vinilo (PVC) 83
Poliesteres temoplásticos 92
Poliestireno (PS) 86
Polietileno (PE) 84
Poliimida 80
Polimetacrilato de metilo (PMMA) 89
Polioximetileno (POM) 91
Polipropileno (PP) 85
Potencial de disipación 444
Poros 765
PPS 83
Preforma 915
Preformas textiles 934,1190
Preformado 915
Prensa (proceso) 845
Prensa (SMC) 862
Prensa en caliente 850
Prensa en frío 845
Preparación de superficies 149
Preimpregnado 680
Prepreg 680
Proceso de adhesión-difusión 1386
Proceso de infiltración directa de metal 1389
Proceso rapi-press 1388
Propiedades térmicas 488
Proyección simultánea 803
Pultrusión 825
Punzado (análisis) 1216

R

Radiografía 1157
Rebarbado 1028
Reciclaje 658
Reciclaje de fibra de carbono 671
Reciclaje de fibra de vidrio 659
Reciclaje de SMC 659
Reciclaje de termoplásticos 670
Rectificado 1030
Recubrimientos 156,536
Redes neuronales 1253
Reglajes de máquina de proyección 810
Reparaciones 1025
Reproducción 1285
Resinas de epoxi 47
Resinas fenólicas 77
Resinas de poliéster 56
Resinas de poliesteramida 56
Resinas de viniléster 54
Resistencia a la abrasión 495
Resistencia a compresión local 348
Resistencia química 489
Resistencia residual 526, 1280
Rigidez (matriz) 183
RIM 887
Rotura de laminados 240
Rotura sucesiva de láminas 250
Roving 29
RRIM 891
RTM 907

S

SAN 87
Sándwich (análisis) 328
Sándwich de tejido 3D 138
Sarga 31
Satén 31
SCRIMP 993
Sellado (RTM) 937
Sensores de fibra óptica 1473
Sensores inteligentes 1471
Sensores piezoeléctricos 1473
Silicato 107
Silos (análisis) 305
Simetría monoclínica 184
Simetría ortótropa 185
Simetría transversalmente isótropa 187
Sistemas de guiado 736
Sistemas híbridos 178
Sistemas de corte (pultrusión) 836
Sistemas de impregnación (ef) 738
Sistemas de inteligencia artificial 1251
Sistemas de posicionamiento (ef) 739
Sistemas de tensionado (ef) 736
Sistemas de tracción (pultrusión) 834
SMC 76, 853
Spun roving 33
SRIM 896
Superficies de rotura 248

T

Tack 684
Tafetán 31
Taladrado 1020
Técnicas de inspección visual 1149
Tecnologías textiles 1187

Teflón 93
Telas ortogonales non-woven 1151
Temperatura de transicion vitrea 46,511
Teoría de placas laminadas 212
Tenacidad de la resina 652
Tensión efectiva 423
Tensión plana 197
Teoría de conjuntos borrosos 1294
Teoría de cortadura de orden superior 238
Teoría de cortadura de primer orden 237
Teoría tridimensional 239
Termografía 1160
TGMDA 49
Título 25
TMC 874
Tolerancia al daño 646
Transformación multiángulo 205
Transmisión de luz 494
TRE 1009
Tuberías (análisis) 281

U

Ultrasonidos 1151
Unión entre mechas 807
Uniones 345
Uniones atornilladas 345
Uniones remachadas 345
Uniones mecánicas 345
Uniones por adhesivo 370
Utillaje (pultrusión) 837
UV VARTM 992

V

VARI 987
VARTM 987
Vigas (análisis) 258
Viscoplasticidad 448
Viscosidad (RTM) 943
Vulcanización 97

W

Warp knitting 1198
Warp knitting (análisis) 1212
Weft knitting 1197
Weft knitting (análisis) 1211
Whiskers 41

X

XMC 873

Esta página se ha dejado intencionadamente en blanco

